



저작자표시-비영리-동일조건변경허락 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



동일조건변경허락. 귀하가 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공했을 경우에는, 이 저작물과 동일한 이용허락조건하에서만 배포할 수 있습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

2006年 2月

博士學位論文

*Ti*합금 용접재의 용접 특성 및  
피로크랙 진전속도 평가법

朝鮮大學校 大學院

機械工學科

丁長萬

# Ti합금 용접재의 용접 특성 및 피로크랙 진전속도 평가법

*A Study on the Evaluation Fatigue Crack Method  
of Propagation Rate and Welding Properties of Ti  
alloy Welding Material*

2006 年 2月 日

朝鮮大學校 大學院

機械工學科

丁 長 萬

# $Ti$ 합금 용접재의 용접 특성 및 피로크랙 진전속도 평가법

指導教授 崔 秉 起

이 論文을 工學博士學位申請 論文으로 提出함.

2005 年 10月 日

朝鮮大學校 大學院

機械工學科

丁 長 萬

丁長萬의 博士學位論文을 認准함

委員長	朝鮮大學校	教授	印
委員	朝鮮大學校	教授	印
委員	朝鮮大學校	教授	印
委員	朝鮮大學校	教授	印
委員	朝鮮大學校	教授	印

2005年 12月 日

朝鮮大學校 大學院

# 목 차

Nomenclatures .....	iii
List of Figures .....	v
List of Photographs .....	viii
List of Tables .....	ix
ABSTRACT .....	x
제 1 장 서 론 .....	1
1.1 연구배경 .....	1
1.2 연구목적 .....	8
제 2 장 이론적 배경 .....	10
2.1 티타늄의 용접 특성 .....	10
2.2 단면법에 의한 용접부의 잔류응력 측정 .....	16
2.3 피로크랙 전파거동과 응력확대계수 관계 .....	19
2.4 피로크랙 전파거동과 피로수명 예측의 관계 .....	27
제 3 장 실험 .....	31
3.1 시험편 .....	31
3.2 실험방법 .....	58
제 4 장 실험 결과 및 고찰 .....	63
4.1 용접조건에 따른 기계적 특성 .....	63

4.2 용접조건에 따른 용접 잔류응력 분포 .....	75
4.3 피로수명 예측 .....	79
4.4 시험방법에 따른 오차평가 .....	87
제 5 장 결 론 .....	99
참고문헌 .....	101

## *Nomenclatures*

A	:	Material constant of Nisitani equation
$\alpha$	:	Significance level
a, 2a	:	Crack length
$a_i$	:	Initial fatigue crack length
B	:	Material constant of Nisitani equation
C	:	Material constant of fatigue life equation
da/dN	:	Fatigue crack propagation rate
E	:	Elastic modulus
K	:	Stress intensity factor
$K_I$	:	Stress intensity factor at Mode I
$K_{II}$	:	Stress intensity factor at Mode II
$K_{III}$	:	Stress intensity factor at Mode III
$K_t/K_I$	:	Horizontal intensity factor
$K_C$	:	Critical stress intensity factor
$K_{max}$	:	Maximum stress intensity factor
$K_{min}$	:	Minimum stress intensity factor
$\Delta K$	:	Stress intensity factor range
$\Delta K_{th}$	:	Threshold stress intensity factor range
$\Delta K_e$	:	Repeat strain intensity factor range
m	:	Experimental material constant of power law
n	:	Material constant



$N$	:	Number of cycles
$N_f$	:	Number of final fracture cycles
$O_p$	:	Crack opening
$p$	:	Material constant of fatigue life equation
$R$	:	Stress ratio
$r$	:	Distance from crack tip to a element
$\theta$	:	Direction from crack tip to a element
$\sigma, \tau$	:	Normal stress, Shearing stress
$\varepsilon, \gamma$	:	Longitudinal strain, Shearing strain
$\nu$	:	Poisson's ratio
$T$	:	Time

## *List of Figures*

Fig. 2-1	Hardness variation to content of impurities .....	14
Fig. 2-2	Mechanical properties to content of hydrogen .....	15
Fig. 2-3	Sectional configuration .....	16
Fig. 2-4	Basic modes of crack surface displacement .....	24
Fig. 2-5	Schematic illustration of elastic-stress-field near the crack tip .....	25
Fig. 2-6	Schematic illustration of three regions of fatigue crack growth rate versus stress intensity factor range .....	26
Fig. 3-1	Location for the extraction of specimens .....	37
Fig. 3-2	Geometry of tensile test specimens .....	38
Fig. 3-3	Geometry of impact test specimens .....	39
Fig. 3-4	Nonrestraint welding condition .....	41
Fig. 3-5	Restraint welding condition .....	42
Fig. 3-6	Welding joint shape of specimens .....	44
Fig. 3-7	TIG welding equipment .....	46
Fig. 3-8	Schematic diagram of after shielding gas jig .....	49
Fig. 3-9	Back up shielding jig .....	50
Fig. 3-10	Geometry of C-T specimen .....	52
Fig. 3-11	Controll circuit diagram of fatigue testing machine .....	62
Fig. 4-1	Result of tensile test according to welding pass condition ·	64
Fig. 4-2	Result of tensile test according to shielding gas amounts ·	65
Fig. 4-3	Result of tensile test according to welding time interval ·	66
Fig. 4-4	Hardness distribution in welding according to welding pass	

condition .....	68
Fig. 4-5 Hardness distribution in welding according to shielding gas amounts .....	69
Fig. 4-6 Hardness distribution in welding according to welding time interval .....	70
Fig. 4-7 Result of impact test according to welding pass condition ..	72
Fig. 4-8 Result of impact test according to shielding gas amounts ..	73
Fig. 4-9 Result of impact test according to welding time interval .....	74
Fig. 4-10 Distribution of the welded residual stress for SPC-1 .....	76
Fig. 4-11 Distribution of the welded residual stress for SPC-2 .....	76
Fig. 4-12 Distribution of the welded residual stress for SPC-3 .....	77
Fig. 4-13 Distribution of the welded residual stress for SPC-4 .....	77
Fig. 4-14 Distribution of the welded residual stress for restraint condition (x-direction) .....	78
Fig. 4-15 Distribution of the welded residual stress for restraint condition (y-direction) .....	78
Fig. 4-16 Fatigue life prediction of a-N (base metal, R=0.01) .....	81
Fig. 4-17 Fatigue life prediction of a-N (base metal, R=0.1) .....	81
Fig. 4-18 Fatigue life prediction of a-N (base metal, R=0.2) .....	82
Fig. 4-19 Fatigue life prediction of a-N (WMZ, R=0.01) .....	82
Fig. 4-20 Fatigue life prediction of a-N (WMZ, R=0.1) .....	83
Fig. 4-21 Fatigue life prediction of a-N (WMZ, R=0.2) .....	83

Fig. 4-22	Fatigue life prediction of a-N (Bond Zone, R=0.01) .....	84
Fig. 4-23	Fatigue life prediction of a-N (Bond Zone, R=0.1) .....	84
Fig. 4-24	Fatigue life prediction of a-N (Bond Zone, R=0.2) .....	85
Fig. 4-25	Fatigue life prediction of a-N (HAZ, R=0.01) .....	85
Fig. 4-26	Fatigue life prediction of a-N (HAZ, R=0.1) .....	86
Fig. 4-27	Fatigue life prediction of a-N (HAZ, R=0.2) .....	86
Fig. 4-28	Relation between crack length and cycle( $\Delta P$ constant test)	88
Fig. 4-29	Relation between crack length and cycle( $\Delta K$ constant test)	89
Fig. 4-30	Relation between stress intensity factor range and crack growth rate(measuring interval: 0.1mm, da/dN calculation: Secant method) .....	90
Fig. 4-31	Relation between stress intensity factor range and crack growth rate(measuring interval: 0.3mm, da/dN calculation: 5-point polynomial method) .....	91
Fig. 4-32	Average percent error in calculating N from da/dN versus measuring intervals( $\Delta K$ constant test) .....	94
Fig. 4-33	Average percent error in calculating N from da/dN versus measuring intervals( $\Delta K$ constant test) .....	96
Fig. 4-34	Average percent error in calculating N from da/dN versus measuring intervals( $\Delta P$ constant test; in case of CCT specimen) .....	98

## *List of Photographs*

Photo. 3-1	Power source and programmer of TIG welding machine	47
Photo. 3-2	Welding specimen shapes .....	53
Photo. 3-3	Fatigue testing machine .....	55
Photo. 3-4	Strain meter .....	60
Photo. 3-5	Configuration of strain gage attached position .....	60

## *List of Tables*

Table 3-1	Chemical compositions of JIS H4605 CL13 high-pure titanium (wt.%) .....	31
Table 3-2	Mechanical properties of JIS H4605 CL13 high-pure titanium .....	31
Table 3-3	Welding condition of welding pass .....	33
Table 3-4	Welding condition of shielding gas amounts .....	34
Table 3-5	Welding condition of interlayer welding time interval .....	35
Table 3-6	Chemical compositions of welded wire .....	45
Table 3-7	Load conditions of $\Delta P$ constant test .....	51
Table 3-8	Load conditions of $\Delta K$ constant test .....	51
Table 4-1	Experimental material constants for the equation .....	80

# ABSTRACT

## *A Study on the Evaluation Fatigue Crack Method of Propagation Rate and Welding Properties of Ti alloy Welding Material*

Jung, Jang-man

Advisor : Prof. Choi, Byung-Ky, Ph.D.

Department of Mechanical Engineering

Graduate School of Chosun University

The objective of this paper was investigation the welding characteristic and the propagation behavior of fatigue crack of titanium which is used materials of power station, aircraft, ship etc. We welded them on many different welding conditions, after we cut samples to a fixed size by a mechanical process. Then we compared and reviewed the result of mechanical characters.

We compared residual stress distribution in the perfect restraint welding condition with it in the nonrestraint welding condition in frames of industrial field.

· This theory is not yet scientifically established.

1. The tensile strength and elongation of the 4 pass welding were shown about 15% and 38% more than that of the 7 pass welding,

and the more shield gas and welding interval, the higher tensile strength and elongation.

2. The impact absorption energy value of the 4 pass welding was shown about 45% more than that of the 7 pass welding the more shield gas, the higher impact absorption energy value, the higher hardness, the lower impact absorption energy value, but welding interval had no relation to the impact absorption energy value.
3. The welding residual stress in restraint is much higher than the weldin residual stress in nonrestraint. In case of restraint welding, the tensile residual stress of y-D change to the compressive residual stress at 60mm from welding bead. In case of nonrestraint welding, it change to compressive residual stress rapidly at 15mm from welding bead.
4. The suitable measuring gap was 0.3~0.7 mm having no effect on the calculation method of crack propagation rate which was disagreed little bit with D. F. Ostergaard's study from the  $\Delta P$  and  $\Delta K$  constant test result
5. Putting these error evaluation of test results together with CCT and CT specimens, it was thinkable that the range of measuring interval was appropriate  $\xi(\Delta a/\mathcal{W}) = 0.067 \sim 0.014$  regardless of the specimen types showing the minimum error for fatigue test.
6. The material constant gained from experiment of these materials apply to the assumed equation of fatigue crack propagation speed by Nisitani. In the result of a fatigue life's estimate, it accord with a low error about 6% regardless of notch position and load ratio.



# 제 1 장 서 론

## 1.1 연구배경

각종 기계, 자동차, 선박, 항공기 등의 부품이나, 또한 플랜트설비의 열교환기, 압력용기, 밸브, 복수기, 터빈 브레이드, 압력 배관 등은 여러 가지 원인에 의해 붕괴되거나 파괴되는 경우가 있다. 이러한 붕괴나 파괴는 예측할 수 없이 갑작스럽게 사고가 발생함으로써, 인명 피해와 같은 심각한 사태를 초래하는데,<sup>(1,2)</sup> 각종 기계의 부품이나 기기 구조물의 파괴 사례의 대부분은 어떠한 형태이든 크랙이나 결함 등의 피로 및 환경 파괴에 기인한다고 말할 수 있다.

기계 부품이나 구조물의 결함 · 상처등으로 하여금 재료의 항복응력 이하의 작은 응력에서도 크랙은 서서히 성장하여 최종적으로는 급속 파괴나 관통 누설을 초래하게 되는 것이다. 이 크랙성장 과정은 반복하중, 부식성 환경, 크리프 등에 의해 진행된다. 이러한 크랙성장속도를 미리 단순한 시험편을 사용하여 실험적으로 재현하여 적절한 특성을 파악하면 실제의 결함 · 크랙에 의한 크랙의 성장의 특성을 예측할 수 있게 된다.

화학공업의 최근의 발전은 눈부실 정도여서 합성화학, 합성수지공업, 석유화학공업, 표백공업, 소다공업을 비롯해 각 화학공업이 각각의 분야에 있어서 새로운 기술의 개발과 개선이 행해지고 있다. 이와 같은 장치에는 내식성이 요구되는 것이 많다. 종래의 크롬계 스테인리스강, 고 크롬-니켈계 스테인리스강을 사용하여 만족한 성과를 거둘 수 없는 장치에는 티탄으로 대체하여 사용하고 있다.<sup>(3)</sup>

티타늄은 지각의 약 0.45%를 구성하고 있는 원소로 구조용 금속 원소 중에서 Al, Fe, Mg에 이어 네 번째로 많은 풍부한 매장량을 갖는 금속이

다. 티타늄은 1938년에야 정련기술이 체계화되어 다른 금속에 비하여 그 역사가 짧은 편이지만, 비중이 4.5로 동이나 니켈의 약 2분의 1, 철의 약 60% 정도로 가벼우며, 특성으로는 우선 가볍고, 매우 강하며, 용점이 높아 크리프 강도가 높고, 내식성이 좋아 주로 항공기 부품에 쓰이고, 무게에 대한 비강도(인장강도/비중)가 좋기 때문에 제트엔진에는 거의 티타늄 합금을 사용하고 있다. 또한 전투기 및 여객기가 대형화함에 따라 피로강도가 높은 것이 필요한 부분에는 알루미늄 합금 대신에 티타늄 합금을 사용하여 비행기의 안정성을 높이고 있으며, 용점이 높아 크리프 강도가 높고, 내식성이 좋아 주로 항공기 부품에 쓰이고, 티타늄은 비슷한 성능의 Cu합금이나 스테인리스강에 비하여 비싸지만 해수 및 암모니아 등에 대하여 백금에 필적할 만한 거의 완벽한 내식성을 가지고 있기 때문에 해안에 건설되는 화력발전소 및 원자력 발전소 설비인 복수기, 터빈 블레이드, 콘덴서로 사용되고 있다.<sup>(4)</sup> 티탄과 티탄 합금은 저온에서 내식재료로 이용되는 스테인리스강과 비교했을 때 저온이 되면 오히려 인성이 증가하며, 비강도가 높다. 그리고, 화학기기의 나사부, 축 습동부, 접축 습동부와 같은 마찰부에 대하여 티타늄을 질화처리, 산화처리와 같은 표면처리를 하면 내마모성이 두드러지게 개선된다. 이러한 장점 때문에 티타늄 합금은 구조용 재료로서 항공, 우주산업, 군수분야, 자동차, 화학장치, 의료분야 등에 사용되고 있으며, 아직도 미개척 분야에 널리 이용될 가능성이 크다

특히, 가스터빈 엔진의 임펠러, 압축기 디스크, 블레이드 등의 재료로 널리 이용되고 있으며, 최근에는 자동차부품에 응용되고 있다. 자동차에서는 밸브, 밸브 리테이너 등에 티타늄 합금의 단조품이 이용되고 있다.<sup>(5),(6)</sup>

현재 자동차에 쓰이고 있는 소재는, 경제성 때문에 주로 일반 탄소강이 많이 이용되나 실온에서의 비 피로강도(피로강도/밀도) 역시 우수하기 때

문에 반복적인 하중이 걸리는 자동차 부품의 경량화를 위하여 차체 재료로 고강도 알루미늄 합금의 사용량이 증가되고 있다. 그러나 이들 기존 소재에 비하여 티타늄 합금은 앞에서 언급하였듯이 실온에서 비강도가 월등히 높기 때문에 소재 가격이 고가임에도 불구하고 자동차 경량화 소재로 오래 전부터 주목받아 오고 있다. 티타늄 합금은 고온에서도 피로강도가 인장강도의 0.55~0.65배 정도로 유지되기 때문에 기존 철강재료의 0.35~0.50 정도에 비하여 월등히 높다.<sup>(7)</sup> 따라서 고온에서 내피로성이 요구되는 엔진부품의 대체 소재로서 유망하다 하겠으며, 이러한 티타늄 합금을 사용함으로써 인해 자동차의 경량화 및 엔진성능의 향상을 기대할 수 있다.

발전소 설비인 복수기, 터빈 브레이드와 플랜트 설비에 사용되는 열교환기, 반응조 및 해수 담수화 장치 등에 이러한 새로운 구조용 재료가 사용될 뿐만 아니라, 잠수함의 함체에 이용됨은 물론 최근에는 초전도 재료, 수소저장합금, 형상기억합금 등의 기능재료로서 그 사용이 점점 증가하고 있는 추세이다. 그리고 산업 발전과 더불어 산업 구조물의 환경도 점점 열악해짐에 따라 구조물에 대한 안정성을 고려한 경량/고강도의 티타늄 재질을 선정하고 있다.

그러나, 고온에 있어서 가스와의 친화력이 강하고, 가스를 흡수한 티타늄은 심하게 경화되기 때문에 진공 중 또는 불활성가스 중에서 제조해야 하는 어려운 제조 공정을 행하고, 또한 산소, 질소 등의 가스와 반응하여 아주 안정된 산화물과 질화물로 되어 산소와 질소와의 친화력이 크나, 공기 중에서 250℃ 이상의 온도로 가열하면 산화가 시작하는데, 그 산화속도는 온도와 더불어 증가하여 850~900℃의 범위로 큰 변화의 산화가 일어나고, 900~1300℃의 산화속도는 같이 대단히 크게 일어나서 고온에서 급속히 산화하는 것만이 아니고 산소, 질소를 흡수하여 고용해 정도가 상

승하여 본래 요구되는 성질이 소멸되기 때문에 열간가공이 곤란하며, 고온에서 다른 원소나 화합물과 활발하게 반응하여 산화되며, 용접 중에는 공기 중의 산소-질소가 침투되면 용접부의 금속은 현저하게 경도가 증가하고, 연신율은 떨어지기 때문에 용접시공에서 완전 가스실딩해야 하는 용접작업이 어렵고, 인장강도 및 내력은 온도에 의한 변화가 200~300℃ 정도까지 상당히 급격하고, 이 이상 400℃까지 그다지 변화 없으나, 고온으로 되면 급격히 저하하며, 높은 항복응력을 가지고 있어 냉간가공이 어려워 구조물 제작에도 쉽지 않기 때문에 실험하기가 쉽지 않아 티타늄에 대한 연구는 미흡한 실정이다.<sup>(8)</sup>

모든 기계나 구조물의 접합은 리벳이음, 나사이음, 용접이음 등에 의하여 이루어지고 있으며, 특히 최근 용접기술이 혁신적으로 발전하여 구조물의 접합은 주로 용접에 의존하고 있다.

용접작업시 단시간에 5,000 ~ 6,000 ℃ 정도의 높은 열을 발생하여 모재를 가열시키기 때문에 모재의 열팽창 및 냉각시의 수축 등이 짧은 순간의 온도 변화로 인하여 국부적으로 굽힘이나 뒤틀림 등의 열 소성변형을 발생시킨다. 그 결과 용접부는 모재의 항복강도에 가까운 높은 잔류응력이 존재하여 파괴 및 피로 강도를 크게 저하시키는 요인이 되므로 기계나 구조물 제작시 용접부의 피로강도를 감소시키는 크랙이나 잔류응력을 기계적, 역학적으로 동향을 파악하여 용접부 결함으로부터 위험을 방지하여야 하며, 용접조건에 따라 항복점, 인장강도, 피로강도, 경도, 취성 등 기계적 성질을 파악하여 구조물의 적정 용접조건으로 최적의 구조물을 제작하여야 한다.

용접성 평가는 대부분 용접부와 용접부를 구성하는 재료에 대한 금속학적 또는 기계적 성질 등을 평가하는 시험법 등을 채택하고 있다. 그러나 어느 시험법을 사용한다 하더라도 원하는 용접 구조물의 조건에 일치하기

는 매우 어렵다. 용접에 사용되는 모재, 용접공정, 용접시공 방법 등 용접 조건에 따라서 용접부는 용융 및 응고 등의 열영향에 따라서 본래의 모재와는 다른 조직적, 기계적 특성을 가지게 된다. 용접부의 기계적 성질의 변화는 용가재의 사용시에 용착부에서 일어나는 화학반응, 불순물의 유입, 동적인 응고과정 및 큰 기울기 등으로 모재의 특성에 따라 예상치 못할 정도의 변화가 일어나게 하기도 하며, 모재에서 발생하는 화학성분의 변화나 조직의 변화가 모재의 강도, 연성 등을 저하시킬 수 있다.

용접할 때 발생하는 열에 의하여 조직의 결정립이 성장되며,<sup>(9)</sup> 용접이음 강도에 미치는 흠의 개선각도는 완전 용입이 되는 조건에서 적은 개선각도가 인장시험과 굽힘시험에서 양호하고,<sup>(10),(11)</sup> 기공과 용접변형이 적게 발생한다고 보고하였다.<sup>(12),(13)</sup> 또한 용접금속의 열영향을 받는 부분에서는 결정입도가 조대화되고, 가열온도의 냉각조건에 따라 조직이 달라져서 열처리에 기계적 성질이 크게 달라진다고 보고하였다.<sup>(14)</sup>

이와 같이 용접이음은 용접재료 및 용접조건, 용접환경에 따라 용접부 재질의 기계적 성질에 커다란 영향을 미치고 있다.

따라서 용접조건에 따른 티타늄합금의 용접성에 대한 평가를 통하여 최적의 용접조건을 제시할 필요가 있다고 생각된다.

또한 용접재는 용접조건에 따른 변형이나 기계적 성질의 변화와 더불어 잔류응력의 발생에 의한 강도의 저하도 발생된다.

일반적으로 외력을 받지 않은 상태에서 존재하는 잔류응력은 물체의 임의의 단면에 대해 힘의 합과 모멘트의 합이 0이 된다.<sup>(15)</sup> 예를 들면, 자유롭게 팽창할 수 없는 용접재에서 국부적인 급열, 급냉한 용접부에는 압축응력이 생기고, 모재부에는 이것과 평형을 이루는 인장응력이 발생하는데, 이것은 모재부가 용접부를 구속하기 때문이다. 이로 인하여 용접부는 재료의 항복응력 크기에 해당하는 만큼의 인장잔류응력이 존재하며 모재부

에는 압축잔류응력이 존재한다.

항복응력 크기 정도의 인장잔류응력을 가진 용접부는 외부의 작은 응력을 받아도 소성변형을 일으키기 때문에 하중을 제거하면 인장잔류응력의 크기가 감소하게 된다. 따라서 평형을 이루고 있던 모재부의 압축잔류응력의 크기도 감소하며 잔류응력의 크기 및 분포가 달라지게 된다.

이 외에도 잔류응력에 관한 다음과 같은 재료역학적 특성<sup>(16)</sup>이 알려져 있다.

잔류응력은 낮은 외부하중에도 불구하고 재료 내에 큰 응력을 발생시켜 취성과파괴를 일으키게 할 수 있으며, 외부하중이 클수록 잔류응력의 효과는 감소하는 경향을 나타내고 외부하중이 항복하중 이상일 경우에는 잔류응력의 효과를 무시할 수 있으며, 잔류응력은 반복하중을 받음에 따라 감소한다.

일반적으로 인장잔류응력은 기계나 구조물의 피로수명을 감소시키고 압축잔류응력은 이들의 피로수명을 증가시킨다고 알려져 있다. 예를 들면, 쇼트 피닝이나 켄칭의 열처리를 사용하여 기계나 구조물에 압축잔류응력을 도입함으로써 피로수명을 증가시키는 경우도 있지만, 용접 등에 의해 발생하는 잔류응력은 피로수명을 감소시킨다.

피로수명이란 크게 발생수명과 전파수명으로 대별되며, 발생수명은 기공 및 불순물 같은 결함의 크기, 결정립의 대소 및 강도 등에 의해 좌우된다. 그리고 전파수명은 피로응력의 형태와 크랙길이 등에 의해 결정되는 파괴인성치 등에 의해서 좌우된다.

Normark<sup>(17)</sup> 등은 용접재에서의 피로크랙 성장속도는 모재에서와 비교하여, 열영향부에서 가장 느리고 용착부에서 가장 빠르다고 하였다.

Irwin<sup>(18)</sup>은 응력확대계수의 개념을 확립하였으며 이러한 개념의 도입은 평판재에 있어서의 재료의 피로수명 예측과 크랙 전파거동을 파괴 역학적

으로 평가하는데 커다란 기여를 하였다.

Kitagawa<sup>(19)</sup> 등은 히스테리시스 곡선에서 안정된 반복 변형률값을 사용한 반복 변형률 확대계수범위  $\Delta K_e$ 를 제안하였다.

또한 Nisitani<sup>(20,21)</sup> 등은 역학적 변수를 사용하여 여러가지 재료에 평활재의 피로크랙 전파거동을 적용하였으며, Frost<sup>(22)</sup>에 의하여 처음 실험적으로 적용되었으며, 그 후 Wareing<sup>(23)</sup> 등에 의하여 상온하의 피로크랙에 대하여 그 유용성이 일부 입증되었다.

Nihei와 Sasaki<sup>(24)</sup>는 피로 크랙은 용접의 끝(toe)에서 시작된다고 보고하였으며, Yoshida 등<sup>(25)</sup>은 시편의 두께가 피로하중에 큰 영향을 미치는 것을 확인하였다.

피로수명 예측은 어떠한 구조물이 파괴에 이르는 시간을 알아내어 대형 사고를 미연에 방지하는데 많은 도움을 준다.

1960년대에 들어서야 피로수명 예측에 파괴인성치가 도입되어 학문적으로 체계화 되었는데, 이는 Paris<sup>(26)</sup>에 의해 피로크랙 전파속도  $da/dN$ 과 응력 확대계수범위  $\Delta K$ 의 관계식의 제안에 의해 이루어졌다. Paris는 피로크랙 전파속도와 응력 확대계수범위가 선형적 관계를 갖는 구간이 있음을 밝히고 이 구간에서만 성립되는 관계식을 제안하였다.

항공기 또는 원자력 발전소 등에 대하여 정기적인 점검으로 피로크랙 발생 여부를 확인하고 있는 현대에는 피로크랙의 발생수명을 파괴역학적 척도로 예측하는 연구보다는 발견된 피로크랙이 얼마만큼 전파하면 최종 파단이 일어날 것인가 또는 최종파단에 이를 때까지 안전하게 사용할 수 있는 기간은 얼마나 되는가 등을 정확히 예측할 필요가 있다고 생각된다.

한편, 재료내부의 조직적 불균일성과 실험적 오차 등의 원인으로 피로시험 데이터가 어떠한 확률적 특성을 나타냄은 주지의 사실이다. 피로크랙 진전 데이터 또한 확률분포를 나타내며 이에 관한 이론적, 실험적 연구가

확률과피역학의 한 부분으로서 연구되고 있다<sup>(27~36)</sup>. 피로크랙 진전속도의 분포는 피로크랙 진전속의 계산법과 크랙길이 측정간격에 지대한 영향을 받게 되는데, 시험편간의 분포와 시험편 내부의 분포로 대별되는 피로크랙 진전속도의 분포중 시험편간 분포는 그다지 영향을 받지 않으나<sup>(37)</sup>, 시험편 내부의 분포는 커다란 영향을 받는다. 따라서, 측정간격이나 피로크랙 진전속도의 계산법의 영향을 배제하거나 가능한 한 적게 할 수 있는 방법이 모색되어야 한다고 생각된다.

D.F. Ostergaard들<sup>(38)</sup>은, D.A. Virkler들<sup>(28)</sup>의 실험데이터를 이용하여 계산방식과 측정간격에 따른 피로크랙 진전수명의 차이를 논했다. 즉, 크랙길이  $a$ 와 사이클 수  $N$ 으로부터 근사법을 이용하여 데이터간의 증분  $da/dN$ 을 구한다음, 다시 이  $da/dN$ 으로부터 특정길이사이의 사이클 수를 수치적분을 통하여 구하고 이 값과 실제 측정된 사이클 수와의 오차를 계산해 이 오차가 가장 작은 것을 바람직한 것으로 구했다. 특히, 그들은 68개의 CCT(center crack tension)시험편의 특정 길이 사이의 오차를 구해 이 오차의 평균치가 계산방식과 측정간격에 따라 어떻게 달라지는가를 나타냈다. 그러나, 크랙진전 제II 영역에서는 일반적으로 Paris법칙을 적용하여 크랙진전속도를 나타내며, 실질적으로 이를 이용하여 수명을 예측하거나 안전을 평가하고 있는 것이 현실인 점을 고려하면 이들의 방식은 계산 그 자체로서는 의미를 가질지 모르나 실질적이고 물리적인 면에서는 그 의미가 대단히 희박하다고 생각된다.

이에 본 연구에서는 이 분야에서 이용될 잠재 가능성이 높은 Ti합금을 이용하여 피로크랙 진전거동 및 기계적 특성을 실험적으로 비교·분석하고자 하며 피로크랙 진전속도 평가법은 계산방식과 측정간격의 영향을 논하고 이를 통하여 바람직한 측정간격을 제시할 필요가 있다고 사료된다.



## 1.2 연구목적

티타늄합금은 Al 합금이나 Mg 합금 등 다른 경량재료에 비해 비중은 크지만, 현재 대부분의 자동차용 재료로 사용되고 있는 철강재료에 비해서는 비교적 낮은 밀도( $4.54\text{g/cm}^3$ )와 고융점(약  $1670^\circ\text{C}$ ) 금속재료이다. 그러나 우주항공기 재료로 사용되고 있는 티타늄합금이 자동차용 재료로 그 응용이 기대되는 이유는 티타늄의 뛰어난 내식성과 우수한 고온 기계적 성질에 기인한다. 이러한 장점으로 인해 티타늄 합금의 응용분야는 자동차산업에까지 확대되어 경주용 차량, 스포츠카 그리고 일부 고급승용차에 티타늄부품이 사용되고 있으며, 또한 일반 상용차에까지 그 범위를 늘리기 위한 연구가 계속되고 있다. 따라서 현재까지는 티타늄 합금의 세계 소비량 중 자동차 산업을 포함하여 일반산업용으로 소비되는 양이 우주항공기용 소비량에 비해 아직은 적지만, 배기가스 규제법안이 점차 강화되어지고 있는 점으로 미루어 일반 산업용으로 사용되는 티타늄양이 급속히 증가하여 21세기 내에 우주항공용으로 소비되는 양을 앞지를 것으로 예상된다.

그리고 Ti합금은 대형 구조물에 적용하기 위해서는 여전히 매우 까다로운 재료이며, 성공적인 구조물의 제작을 위해서는 재질에 따른 성형성, 가공성 및 용접성 등을 충분히 고려해야만 할 것이다. 특히 용접에 있어서는 적절한 지그의 설계 및 개발이 시급하며, 용접부의 물성을 확보하기 위해서는 여건에 맞는 용접조건의 설정 및 용접 자동화가 이루어져야 한다.<sup>(39)</sup>

일반적으로 용접부의 기계적 성질은 구조물 자체가 외적 구속력에 대한 영향을 얼마나 받을 수 있는가에 대하여 판정하는데, 매우 중요하고, 용접부에 존재하는 잔류응력은 그 분포상태에 따라 용접부에 존재하기 쉬운

여러 가지 결함들로부터 크랙을 발생시키고 전파시켜 최종 파단에 이르게 하는 주요 원인이 되고 있으며, 인장 잔류응력은 크랙전파를 촉진시키고 압축 잔류응력은 크랙전파를 지연시키기도 한다고 알려져 있다.

그러므로 티타늄합금의 용접특성 및 용접조건에 따른 기계적 성질, 용접에 따른 잔류응력의 측정 및 피로파괴에 대한 연구가 현장과 같은 조건이 절실히 필요하지만 지금까지 국내에서는 티타늄합금에 대한 구조용 재료시험에 대한 신뢰성있는 연구는 거의 없는 실정이다.

본 연구에서는 일반화학, 석유화학, 화력 및 원자력발전, 해양개발, 항공기, 배 등의 구조물 재료로 많이 사용하는 티타늄재를 선택하여 다음과 같은 실험을 통하여 티타늄의 기계적 성질을 평가하고자 하였다.

티타늄합금의 용접성을 평가하기 위하여 용접조건에 따른 기계적 성질을 비교 검토하기 위하여 기계 가공하였고, 용접조건으로 비교 검토하였고, 티타늄합금의 용접에 따른 잔류응력을 평가하기 위하여 구속하지 않은 상태에서의 용접조건과 산업현장과 같은 조건을 주어 구조물에 적용되는 완전 구속상태의 용접 조건을 적용하여 각각의 잔류응력의 분포를 측정하고 비교·검토하였다.

티타늄합금 제품별 규격에서 JIS H4605의 등급(Class)은 11,12,13등급이 있는데 11등급에서 13등급으로 갈수록 인장강도는 높고 연신율은 낮다.

따라서, 본 실험에서 티타늄합금에 용접특성을 평가하기 위하여 순수티타늄과 큰 차이가 없고, 구조용 재료로 많이 사용되기 때문에 Class13를 선정하게 되었다.

피로크랙 진전속도에 대한 평가방법을 제시하고자 할 때 크랙진전 제II 영역에서는 일반적으로 Paris법칙을 적용하여 크랙진전속도를 나타내며, 실질적으로 이를 이용하여 수명을 예측하거나 안전을 평가하고 있는 것이 현실인 점을 고려하면 이들의 방식은 계산 그 자체로서는 의미를 가질지

모르나 실질적이고 물리적인 면에서는 그 의미가 대단히 희박하다고 생각된다.

그 결과, 크랙진전속도 계산법 중 ASTM에서 권장하고 있는 7점 다항식 근사법(7 point polynomial approximation method)이 세칸트법(secant method)보다 오차가 크게 나타났으며, 이를 그대로 적용한다면 계산방법이 지극히 간단한 세칸트법을 이용하는 것이 낫다고 하는 결론에 이르게 된다. 또한, 이들은 계산 결과로부터 가장 바람직한 크랙길이 측정간격은 0.8mm~1.6mm라는 결론을 내렸다. 그러나 이 측정 간격은 시험편의 규격에 따라 충분히 달라질 소지가 있다.

최근 가장 많이 사용되고 있는 CT(compact tension)시험편을 이용하여 일정  $\Delta P$ 시험(하중일정시험), 일정  $\Delta K$ 시험(응력확대계수 일정시험)을 하여 이를 토대로 계산방식과 측정간격의 영향을 논하고, 따라서 본 연구에서는 피로크랙 진전속도의 분포에 대한 금속학적 인자 내지는 역학적 인자의 영향을 평가하기 위한 연구의 전 단계로 연구된 것으로, 이를 통하여 바람직한 측정간격을 제시하고자 한다.

## 제 2 장 이론적 배경

### 2.1 티타늄의 용접 특성

티타늄합금의 용접에는 대기가스 성분에 대한 높은 고용도를 갖기 때문에, 산화나 용접금속의 내부에 발생하는 기공이 큰 문제점으로 지적되고 있다. 이러한 티타늄 용접부의 기공은 크게 중심부와 용착부 끝단에서 발생하는 두 가지로 대별할 수 있다.

기공의 발생 원인에서 용접 중심부의 경우 용입이 불충분하다는 것으로서 이 문제는 입열량을 증가시키면 해결할 수 있다. 그러나 용착부의 양쪽 끝단의 경우에는 아직 명확히 밝혀져 있지는 않지만 수축 보이드, 확산성 수소, 잔류 가스, 용접부의 개재물이나 산화 등에 의하여 발생한다고 알려져 있다. 따라서 티타늄 용접은 토치로부터 가스유량, 용접속도, 아크길이, 보호가스의 흐름, 절단 및 가공방법, 표면처리 등을 충분히 고려하여야 한다.<sup>(25,26)</sup>

티타늄합금의 용접에는 불활성가스 텅스텐 아크 용접(GTAW), 불활성가스 금속 아크 용접(GMAW), 플라즈마 용접(PAW), 전자빔 용접(EBW) 등 다양한 방법들이 사용된다.

불활성가스 텅스텐 아크용접은 저전류 영역에서 아크가 안정되고 용접이송장치, 와이어 송급, 가스공급 제어 등을 일체화시킨 전자동 용접장치와 튜브와 튜브시트 자동용접 등이 개발되어 화학 플랜트와 발전용 복수기 등의 제작에 많이 적용되고 있다. 플라즈마 용접은 스파터의 발생이 많아서 일반 구조물의 제작에 적용되는 예는 그리 많지 않지만, 불활성가스 텅스텐 아크 용접에 비하여 용착속도가 빠르고 용입이 깊은 장점이 있어서 두께 10mm 정도까지는 1층 용접이 가능하고, 또한 고능률적이기 때

문에 화학 플랜트 등의 제작에 적용되기도 한다.

전자빔 용접의 경우는 열집중이 매우 높기 때문에 불활성가스 텅스텐 아크 용접, 플라즈마 용접에 비하여 용입이 깊고, 또한 용입 폭이 대단히 좁아서 제품의 크기에 제한은 있지만 변형을 줄일 수 있다. 따라서 항공기 및 잠수정 등의 두께 70mm를 넘는 Ti-6Al-4V 합금이 적용되는 곳에 주로 이용된다. 그 외의 특수한 용접법으로서 고상확산접합, 마찰접합, 브레이징 등이 있다. 이상과 같이 티타늄 용접법은 그 종류가 매우 다양하지만 경제성, 작업성 등을 고려하여 가장 많이 사용되는 것은 불활성가스 텅스텐 아크 용접이다.

Ti합금은 대기 중에서 고온으로 가열하게 되면 표면이 대기로부터 오염되어 여러 가지 색으로 변화하게 된다. 300℃ 정도까지는 대기의 영향을 거의 받지 않으며 상온에서와 같은 은백색으로 나타난다. 그러나 표면은 가열온도의 상승과 함께 금색, 주홍색, 청색 등의 순서로 변화한다. 이러한 온도보다 더욱 고온으로 가열하면 회색 또는 황백색 등으로 되며, 이 경우에는 금속 광택이 없어지게 된다.

순수 Ti의 경우, 850℃ 이하까지는 대기에 의한 산화 속도가 그다지 크지 않지만 850~900℃의 범위에서는 산화속도가 급격히 증가된다. 또한 표면온도가 이 범위이상으로 되면 국부적으로 산화되어 산화피막이 형성되기 때문에 Ti의 내식성이나 기계적 성질이 크게 손상된다. 그 이유는 Ti이 대기 중의 산소, 질소, 수소 등의 대기 가스와 반응하기가 매우 쉽고, 고온에서는 여러 종류의 산화물과 기름 및 수분, 금속(Fe 등) 등의 물질과 반응하여 취약한 화합물을 만들어 용접부가 취화하는 동시에 내식성을 저하시키기 때문이다. 그러나 갈색이나 청색이 나타나는 온도 범위까지는 Ti의 내식성이나 기계적 성질에 크게 영향을 주지 않기 때문에 용접시 스테인리스 와이어 브러시를 사용하거나 산세(pickling)처리를 통하

여 산화피막을 완전히 제거한 다음 다시 용접을 하여야 한다.

Ti합금 용접부를 대기로부터 보호하기 위한 방법으로는 진공이나 불활성 분위기하의 용기 속에서 용접하는 등 여러 가지 방법이 있으며, 가장 보편적인 것은 보호가스를 사용하는 것이다. 이것은 대기에 의한 오염을 방지할 뿐만 아니라 용착부와 열영향부도 상온까지 냉각되는 동안 대기로부터 차단시킨다. 일반적으로 1차실딩, 2차실딩은 토치로 Ar 가스를 공급하고 백업실딩은 별도로 Ar 가스를 공급한다.<sup>(39)</sup>

1차 실딩은 용융부와 그 근처의 모재 주위를 보호하는 것으로, 이때 토치나 건 노즐을 사용하여 보호가스의 흐름에 난류가 생기지 않고 일정한 흐름을 얻을 수 있도록 한다. 사용 노즐의 크기는 일반적으로 12.5~18.8mm 사이로, 해당 조인트에 사용하기 쉬운 최대의 것을 사용한다. 이때 가스압력은 50MPa 이상으로 하는 것이 좋다.

2차 실딩은 용융 후 냉각되는 용접부와 열영향부에 산화 문제가 생기지 않을 정도의 온도(약 200℃)로 냉각될 때까지 대기로부터 보호하는 것이다. Ti합금의 경우 열전도도가 낮기 때문에 열영향부가 넓게 되고, 용접하고 있는 전방부위는 실딩할 필요가 없는 반면, 용접부 바로 뒤에 냉각되는 용접금속은 일정온도로 냉각될 때까지 계속하여 실딩해야 하는 단점이 있다.

백업 실딩은 토치 반대쪽의 루트부를 보호하기 위하여 실시한다. 특히 파이프 용접시에는 내부에 불활성 가스를 불어 넣어 퍼징하여야 한다. 이때 파이프 내부의 압력이 너무 크면 루트 패스부에서의 비드 외관이 좋지 않게 된다. 이것을 방지하기 위해서는 용접중에 계속 퍼징을 하면서 퍼지뎀 출구에서 나오는 유량을 감지하여 조절하도록 하여야 한다.

용접전에 용접면은 이물질의 제거를 위하여 적정 솔벤트로 깨끗이 세척하여야 한다. 또한 가용접의 경우에도 본 용접과 동일한 조건으로 실시하

여야 한다. 본 용접을 위한 용접부는 솔리드 판재의 경우 대부분 두께가 얇기 때문에 맞대기 혹은 3mm 이상일 경우에는 단순 V 그루브가 채택되고, 10mm 이상은 X형으로 홈을 내어 용접한다.

전술한 바와 같이 Ti합금은 용접 중에 용접부를 대기로부터 차단하여야 하며, 250°C 이하로 냉각시켜야 한다.

Ti 및 Ti 합금은 원소재 및 가공비가 비싸기 때문에 기계적, 화학적으로 제반 성질이 우수함에도 불구하고 아직까지는 그 응용분야가 제한적이다. 그러나 최근 비교적 저렴한 단순공정으로 최종 제품의 형상, 치수, 성질 등을 얻을 수 있는 성형기술이 진보됨에 따라 응용범위가 점차 확대되고 있다.

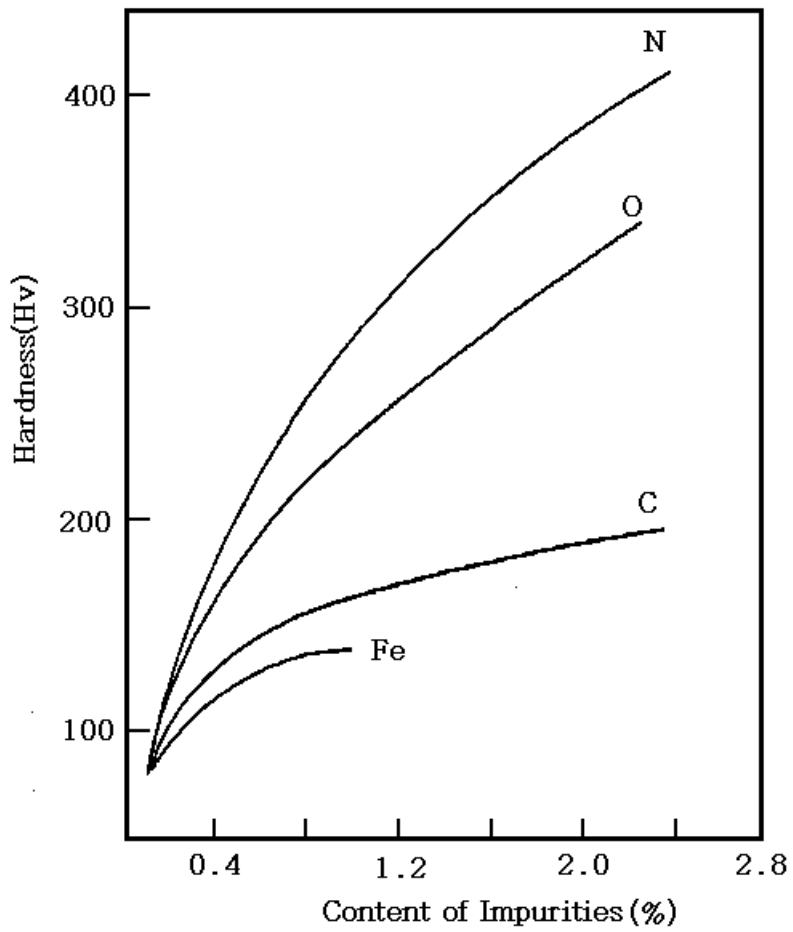
특히 정밀 주조법 및 정밀단조에 의한 치수, 형상, 조직 제어기술의 진보, 항공산업 분야 등에서의 확산접합 및 브레이징 기술의 응용과 같은 괄목할 만한 기술적인 진보로, Ti 및 Ti 합금의 상업적 이용 가능성이 증대되고 있다.<sup>(40)</sup>

그러나 Ti은 대형 구조물에 적용하기 위해서는 여전히 매우 까다로운 재료이며, 성공적인 구조물의 제작을 위해서는 재질에 따른 성형성, 가공성, 용접성 등을 충분히 고려해야만 할 것이다. 특히 용접에 있어서는 적절한 지그의 설계 및 개발이 시급하며, 용접부의 물성을 확보하기 위해서는 여건에 맞는 용접조건의 설정 및 용접 자동화가 이루어져야 한다.

Fig. 2-1은 산소, 질소, 탄소 및 Fe의 양에 따른 용접부의 경도 변화를 나타낸 것으로, 경도는 불순물의 양에 따라 현저하게 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러나 수소의 경우에는 강도 및 경도에는 그다지 영향이 크지 않으나, 충격치에는 매우 큰 영향을 미침을 알 수 있다(Fig. 2-2). 그 이유는 티타늄 내에서 대기가스(산소 및 질소)의 용해도는 9~14.5% 정도지만 고용강화 때문에 0.5% 정도만 있어도 연성이 95% 정도 감소되기 때

문이며, 수소는 250℃ 이상에서 티타늄 내에서 8% 정도의 용해도를 갖지만, 상온에서는 용해도가 매우 낮기 때문에 하이드라이드상이 입자와 입계의 주위에 석출되어 노치 민감성을 증가시키기 때문이다.





*Fig. 2-1 Hardness variation to content of impurities*

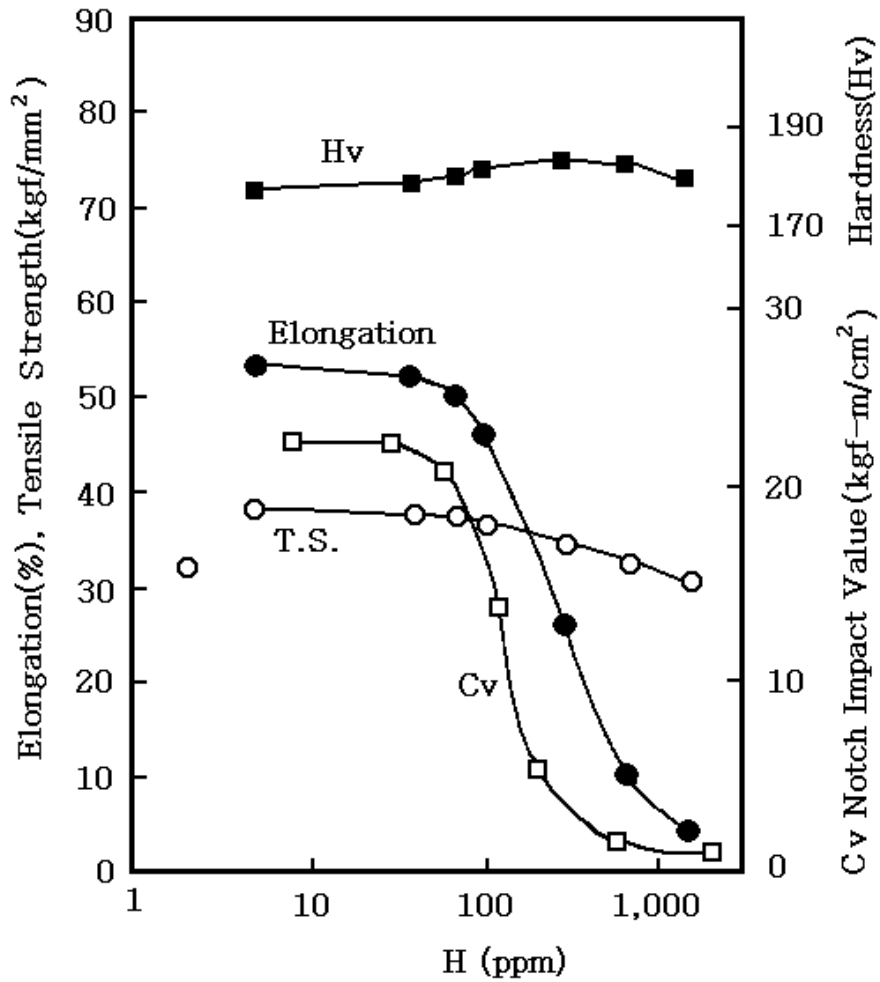


Fig. 2-2 Mechanical properties to content of hydrogen

## 2.2 단면법에 의한 용접부의 잔류응력 측정

스트레인 게이지는 표면의 응력성분을 측정하기 위한 것으로 세 방향의 미지의 응력성분을 구하기 위해 세 방향으로 다르게 부착하여 측정하며, 스트레인 게이지가 부착된 사각쿠폰은 크랙표면 잔류응력  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau_{xy}$ 을 받고 있는 모재와 분리된다. Fig. 2-3은 단면법에서 표면잔류응력에 관한 단면측정의 원리를 나타낸 것으로 단면쿠폰 내에서 모든 잔류응력 성분은 단면으로부터 제거되고, 재료는 등방체이며, 선형탄성 구성조건을 만족한다고 가정하면 쿠폰표면에 대한 연속 응력-변형률 관계는 평면응력 조건과 같게 된다.

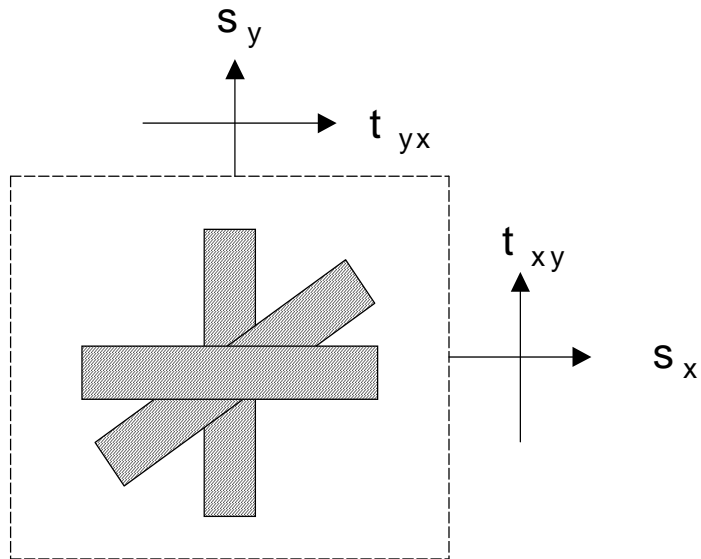


Fig. 2-3 Sectional configuration

$$\begin{aligned}\sigma_x &= -\frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_x + \nu\varepsilon_y) \\ \sigma_y &= -\frac{E}{1-\nu^2}(\varepsilon_y + \nu\varepsilon_x) \\ \tau_{xy} &= -\frac{E}{1-\nu^2}\gamma_{xy}\end{aligned}\tag{2.1}$$

단면으로부터 잔류응력 완화로 인하여 스트레인 변화에 해당하는 모든 변형성분  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\gamma_{xy}$ 를 정확하게 측정한다면 잔류응력은 식 (2.1)에서 구할 수 있다. 이 방법은 구하고자 하는 방향으로 부착할 스트레인 게이지가 필요하고, 브리지회로에 의해서 측정되는 스트레인 게이지의 저항변화와 스트레인 게이지에 의해서 그에 상당한 스트레인 값으로 전환되는 저항변화를 필요로 한다. 따라서 저항변화를 스트레인 값으로 전환시키는 스트레인 게이지 방법은 간단한 일차 스트레인 게이지 방정식으로 구한다.

$$\frac{\Delta K}{R} = K_0 \varepsilon\tag{2.2}$$

선형측정 브리지로부터 스트레인 계산에 대한 편리성 때문에 스트레인 게이지 횡감도의 영향을 무시하며, 다음과 같다.

$$n_\varepsilon = \frac{\frac{K_t}{K_I} \left( \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_I} + \nu_0 \right)}{1 - \nu_0 \frac{K_t}{K_I}} \times 100\tag{2.3}$$

$$\left[ \approx \frac{K_t}{K_I} \left( \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_I} \right) \times 100 \quad \left( \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_I} \gg v_0 \text{ 일때} \right) \right]$$

$\frac{K_t}{K_I}$ 의 비는 횡감도계수라 부르고 게이지의 횡감도를 측정하는 것이며, 그 값은 밖으로 부착된 스트레인 게이지에 대해서 약 1%이다. 식 (2.3)은  $\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_I}$  비가 클 때 횡감도로 인한 오차는 중요성을 나타내며, 게이지 횡감도로 인한 오차를 제거하기 위한 일반화된 식은 다음과 같다.

$$\frac{\Delta R}{R} = K_I \varepsilon_I + K_t \varepsilon_t \quad (2.4)$$

Fig. 2-3에서 스트레인 게이지 로제트에 대해서 아래와 같은 식을 얻는다.

$$\begin{aligned} \frac{\Delta R_x}{R_x} &= K_I \varepsilon_x + K_t \varepsilon_x \\ \frac{\Delta R_y}{R_y} &= K_I \varepsilon_y + K_t \varepsilon_x \end{aligned} \quad (2.5)$$

$$\frac{\Delta R_\theta}{R_\theta} = K_I \varepsilon_\theta + K_t \varepsilon_\theta$$

여기서  $\theta$ 는 45°이다.

표면잔류응력의 단면측정에 대한 최종 식은 다음과 같다.

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \left[ \frac{1}{A} \left( \frac{\Delta R_x}{R_x} + \frac{\Delta R_y}{R_y} \right) + \frac{1}{B} \left( \frac{\Delta R_x}{R_x} - \frac{\Delta R_y}{R_y} \right) \right] \\ \sigma_y &= \left[ \frac{1}{A} \left( \frac{\Delta R_x}{R_x} + \frac{\Delta R_y}{R_y} \right) - \frac{1}{B} \left( \frac{\Delta R_x}{R_x} - \frac{\Delta R_y}{R_y} \right) \right] \end{aligned} \quad (2.6)$$

$$\tau_{xy} = \frac{1}{B} \left[ \frac{\Delta R_\theta}{R_\theta} - \left( \frac{\Delta R_x}{R_x} + \frac{\Delta R_y}{R_y} \right) \right]$$

$$A = \frac{2}{E} (1 - \nu)(K_1 + K_t)$$

$$B = \frac{2}{E} (1 + \nu)(K_1 + K_t) \quad (2.7)$$

여기서,  $\frac{\Delta R_x}{R_x}$ ,  $\frac{\Delta R_y}{R_y}$ ,  $\frac{\Delta R_\theta}{R_\theta}$  은 각각 x, y,  $\theta$ 방향에서 게이지 상대변화 이고, A와 B는 스트레인 게이지 매개변수에 의존하는 보정상수이다.

## 2.3 피로크랙 전파거동과 응력확대계수의 관계

본 연구에서는 부하응력 및 피로크랙 길이의 역학적인 변수로 나타낸 피로크랙 전파속도 관계식을 이용하여 피로수명예측에 관해서 검토하였다. 여기서 피로크랙 전파에 대한 선형파괴역학의 기본개념을 먼저 파악하고, 본 연구에 도입한 관계식들을 설명하고자 한다.

공학적으로 사용되는 대부분의 재료는 제조공정상 또는 설계상의 이유로 결함을 포함하고 있으며, 이러한 결함으로부터 야기되는 크랙이 존재할 때 재료의 강도는 기존의 재료역학적인 방법으로 평가할 때 실제와 상당히 다른 차이를 보인다. 따라서 이러한 결함 또는 크랙을 갖는 재료는 파괴역학적인 방법을 도입하여 잔류강도를 평가하는 것이 필요하다.

피로파괴 전파거동은 여러 인자의 영향을 받으며 그 대표적인 인자로는 판의 두께, 크랙형상, 하중주파수, 열처리온도, 냉간변형, 환경, 평균응력, 응력비 및 과대하중으로 인한 잔류응력 등이 있으며 이러한 인자들에 의해 발생하는 피로파괴 양상은 매우 복잡하고 다양하다.

파괴역학적인 방법 중 가장 기본이 되는 선형파괴역학의 기본개념과 공학적 응력을 간단히 기술하면 다음과 같다.

A. A. Griffith<sup>(41)</sup>는 크랙의 성장에 의하여 방출되는 에너지가 크랙성장을 위하여 필요한 에너지를 충분히 감당하면 크랙전파가 발생한다고 생각하였으며, 그의 학설에서 시작된 파괴역학은 E. Orowan<sup>(42)</sup> 등을 거쳐 G. R. Irwin<sup>(43)</sup>의 에너지적 접근과 크랙진전 임계응력에 기초를 둔 응력확대계수를 도입하게 되면서 급속한 발전을 가져왔다. Irwin은 파괴의 3가지 모드를 Westergaard의 응력함수<sup>(44)</sup>를 이용하여 Fig. 2-4와 같이 Mode I, Mode II 및 Mode III의 응력장과 변위장으로 설명하였으며 균열선단 근방 응력분포에서 특이항의 세기를 결정하는 응력장 파라미터를 균열선단에서

의 응력확대계수로 정의하였다. 이 이론은 크랙선단에서 소성역이 작을 때는 성립하고 크랙선단에 아주 가까운 곳에서의 응력분포는 Fig. 2-5의 좌표계에 의해 다음과 같이 나타낼 수 있다.

(1) Mode I

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{pmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2} \theta \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2} \theta \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3}{2} \theta \end{pmatrix} \quad (2-1)$$

(2) Mode II

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{1/2}} \begin{pmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} (2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3}{2} \theta) \\ \sin \frac{\theta}{2} \quad \cos \frac{\theta}{2} \quad \cos \frac{3}{2} \theta \\ \cos \frac{\theta}{2} (1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2} \theta) \end{pmatrix} \quad (2-2)$$



(3) Mode III

$$(\tau_{xz}) = \frac{K_{III}}{(2\pi r)^{1/2}} \begin{pmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{pmatrix} \quad (2-3)$$

여기에서  $r$  및  $\theta$ 는 크랙선단으로부터 임의의 요소까지의 거리 및 방향을 나타낸다. 따라서 좌표( $r, \theta$ )가 설정되면 좌표에서 응력확대계수 값이 결정된다. 이 응력확대계수는 하중 경계조건과 물체의 형상 및 크기에 따른 영향을 내포하고 있기 때문에 크랙선단 가까이에서는 하중 경계조건과 재료의 형상 및 크기에 관계없이 항상 같다.

피로파괴역학 분야에서 응력확대계수를 적용시키는데 있어서 일정 응력 진폭의 반복하중을 작용시켰을 때, 응력확대계수는  $K_{max}$ ,  $K_{min}$ ,  $\Delta K$ ,  $K_m$  등에 의해서 변화된다. 따라서 이들 함수 값들은 반복 회전수(N) 또는 시간(T)과 더불어 변화되며, 따라서 크랙성장속도  $da/dN$ 은 다음과 같이 정의된다.

$$da/dN = \begin{pmatrix} f_1 (\Delta K, K_m \dots) \\ f_2 (K_{max}, K_{min} \dots) \\ f_3 (\dots) \end{pmatrix} \quad (2-4)$$

여기서,  $f_1$  등은  $N$ 과 더불어 변화하는 크랙길이  $a$ 와 응력  $\sigma$ 의 함수이다.

$$da/dN \propto f(\sigma, a) \quad (2-5)$$

여기서,  $da/dN$ 을 피로크랙 성장률이라고 한다. 식 (2-5)의 함수관계를 Paris는 다음과 같이 하나의 변수 즉, 응력확대계수범위  $\Delta K$ 로 표시하였다.

$$da/dN = f(\Delta K) \quad (2-6)$$

여러 가지 재료에 대한 크랙성장 실험치와  $\Delta K$ 값을 양대수 그래프상에 표시하였을 때 직선상에 놓이게 되므로 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (2-7)$$

여기서,  $C$ 와  $m$ 은 실험상수이다.  $\Delta K$ 는  $K_{\max} - K_{\min}$ 으로 정의되며,  $K_{\max}$ 과  $K_{\min}$ 은 각각  $\sigma_{\max}$ 과  $\sigma_{\min}$ 에 대한  $K$ 값이다. 이 식을 Paris식이라고 한다<sup>(45)</sup>.

따라서 피로수명은 피로크랙길이, 부하응력 및 재료의 파단저항 등에 의존된다. 크랙의 발생에서 최종파단까지의 피로크랙전파와 응력확대계수범위의 관계는 Fig. 2-6와 같이 S자 모양의 곡선으로 나타나는데, 여기서 피로크랙길이( $a$ ) 및 부하응력폭( $\Delta\sigma_{\max}$ ) 등이 응력확대계수범위( $\Delta K$ ) 속에 내포되어 있으며, 이들에 의해 피로크랙 전파수명을 평가할 수 있다<sup>(46)</sup>.

여기서,  $\Delta K$ 를 정의하면 다음과 같다.

$$\begin{aligned}
\Delta K &= K_{\max} - K_{\min} \\
&= \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \alpha - \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} \alpha \\
&= \Delta \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \alpha
\end{aligned} \tag{2-8}$$

응력확대계수  $\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \alpha$ 가 압축하중에서는 정의되지 않기 때문에  $\sigma_{\min}$ 이 압축하중이라면  $K_{\min} = 0$ 으로 한다.

더 나아가 피로 파단 크랙길이는 파괴인성이라 부르는 임계응력확대계수( $K_{IC}$ 또는  $K_{IC}$ )로부터 평가할 수 있다.

피로크랙 전파속도  $da/dN$ 은 응력확대계수범위  $\Delta K$ 의 함수이며,  $da/dN$ - $\Delta K$ 의 그래프를 log-log plot하면 Fig. 2-6과 같이 S자 모양의 곡선이 된다. 이 곡선은 크게 3개의 영역으로 구분된다.

영역 I은 피로크랙 성장을 관찰하기 어려운 영역이며, 이 영역에서의 피로크랙 성장률은 약  $2.5 \times 10^{-10}$  m/cycle 이하이다. 여기서 응력확대계수 범위의 하한치, 즉 하한계 응력확대계수범위(threshold stress intensity factor range)  $\Delta K_{th}$ 는 다음 식으로 계산된다.

$$\Delta K_{th} = (1 - R)^\gamma \Delta K_{th(0)} \tag{2-9}$$

여기서,  $\gamma$ 는 재료상수로서 0.25~1.0의 값이고,  $\Delta K_{th(0)}$ 는 응력비  $R=0$ 일 때의  $\Delta K_{th}$ 값이다. 이 식은 Klesnil-Lukas에 의해 제안되었다<sup>(47)</sup>.

영역 II에서의  $\log da/dN$ - $\log \Delta K$ 는 선형적 관계를 나타내며, 식으로 나타내면 다음과 같다<sup>(48-52)</sup>.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (2-10)$$

이 식은 Paris에 의해 처음 제안된 것으로  $m$ 은 직선의 기울기로써 0.5~8.0의 값을 가지며,  $C$ 는 이 직선의 y절편 값으로써 재료상수의 하나이다. 이 영역은 피로크랙 성장률이 약  $2.5 \times 10^{-10} \text{m/cycle} < da/dN < 10^{-5} \text{m/cycle}$  사이의 구간에 해당된다.

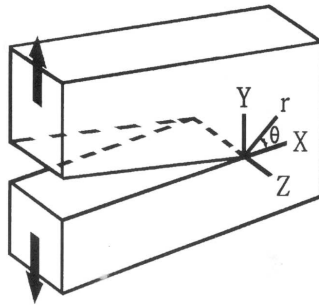
영역 III은 피로크랙 성장률이 크고 피로크랙 진전수명은 짧은 영역으로 파괴인성  $K_C$ 의 특성을 나타내며, 시험편의 크기 및 최종 크랙길이 등과 관계된다. 이 영역은  $da/dN > 10^{-5} \text{m/cycle}$ 인 급가속 크랙성장속도를 갖는 불안정 파괴영역이다.

영역 II 및 III에서 평균응력의 영향을 고려하여 Paris식을 수정하면 다음과 같다.

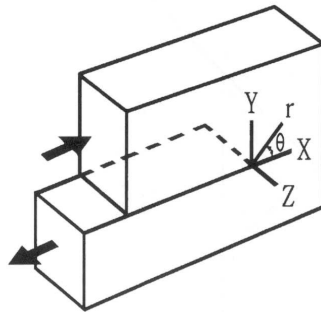
$$da/dN = C(\Delta K)^m / (1 - R) K_C - \Delta K \quad (2-11)$$

이 식을 Forman식이라고 한다<sup>(50-52)</sup>.

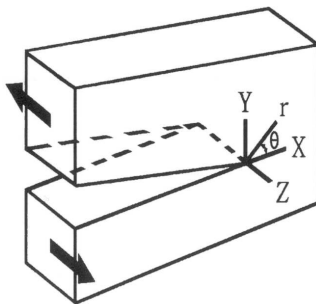
여기서,  $C$  및  $m$ 은 재료상수이며,  $K_C$ 는 재료의 파괴인성치이다.



Mode I

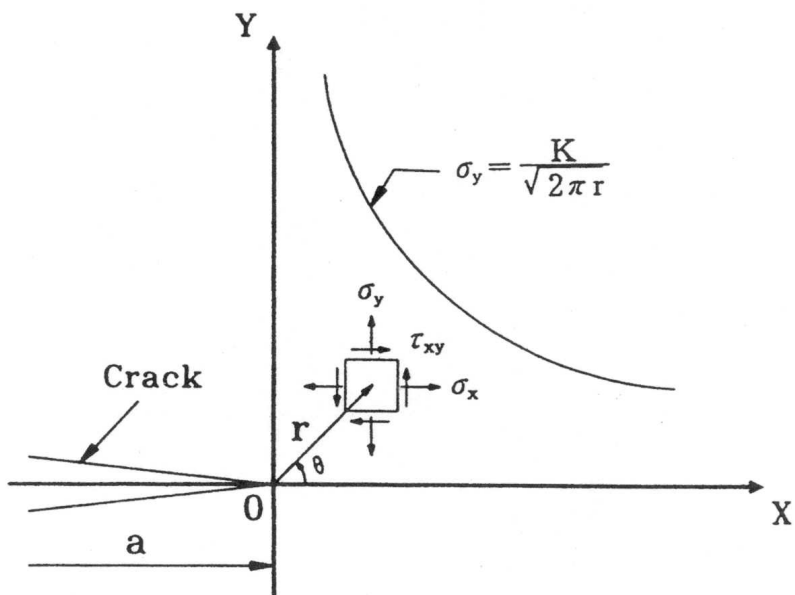


Mode II

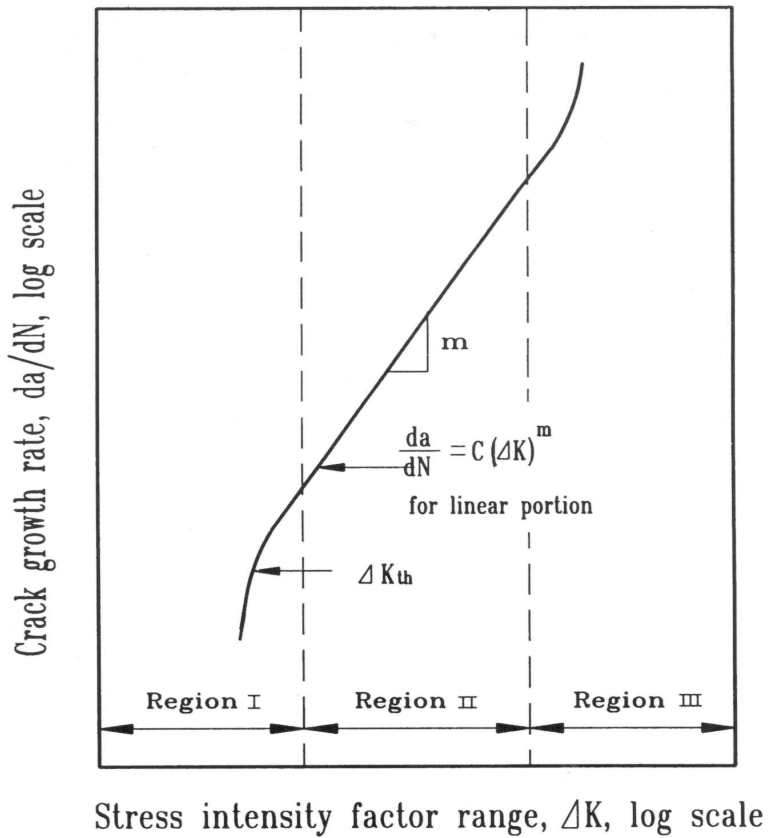


Mode III

*Fig. 2-4 Basic modes of crack surface displacement*



*Fig. 2-5 Schematic illustration of elastic-stress-field near the crack tip*



*Fig. 2-6 Schematic illustration of three regions of fatigue crack growth rate versus stress intensity factor range*

## 2.4 피로크랙 전파거동과 피로수명 예측의 관계

피로크랙 전파거동을 해석하는데 있어서 Paris식은 무한평판에 적용되는 식이다. 피로크랙 전파속도식인 식 (2-8)은 피로크랙 성장률의 영역 II에 대해 아래와 같이 적절하게 나타낼 수 있다.

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \alpha \quad (2-12)$$

임으로, Paris식은 다음과 같이 나타낼 수가 있다.

$$\begin{aligned} da/dN &= C (\Delta K)^m \\ &= C (\Delta \sigma \sqrt{\pi a} \alpha)^m \\ &= C (\Delta \sigma)^m (\pi a)^{m/2} \alpha^m \end{aligned} \quad (2-13)$$

최종 피로크랙길이  $a_f$ 는 식 (2-12)로부터  $\sigma_{\min} = 0$ ,  $\Delta \sigma = \sigma_{\max}$ ,  $K_{\min} = 0$ ,  $\Delta K = K_{\max} = K_C$ 로 놓으면 아래와 같이 나타낼 수 있다.

$$a_f = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_C}{\sigma_{\max} \alpha} \right)^2 \quad (2-14)$$

식 (2-13)을 변수분리하여 적분하면 피로수명 예측식  $N_f$ 를 구할 수 있다.



$$\begin{aligned}
N_f &= \int_{N_i}^{N_f} dN = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta\sigma)^m (\pi a)^{m/2} \alpha^m} \\
&= \frac{1}{C(\Delta\sigma)^m (\pi)^{m/2} \alpha^m} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{a^{m/2}} \quad (2-15)
\end{aligned}$$

여기서  $m \neq 2$  이라면

$$N_f = \frac{a_f^{(-m/2)+1} - a_i^{(-m/2)+1}}{(-m/2+1) C(\Delta\sigma)^m (\pi)^{m/2} \alpha^m} \quad (2-16)$$

식 (2-16)은 크랙길이  $a$ 에 독립일 때, 그리고  $m$ 이 2가 아닐 때 Paris 식의 일반 적분식이 된다.

피로수명은 부하응력 및 피로크랙길이와 관계된다. 西谷 등<sup>(53)</sup>, Head 등<sup>(54)</sup>, Frost 등<sup>(55)</sup>은 실험에 의해서 조사결과 파단수명비와 크랙길이가 비례 관계가 있으므로 다음과 같이 나타낼 수 있다고 하였다.

$$N/N_f \propto \log a \quad (2-17)$$

이 식 (2-17)은 미분이 가능하므로 피로크랙 전파속도는 양대수 선도에 나타내면 직선상으로 놓이게 되고 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN \propto a^{p_1} \quad (2-18)$$

한편 피로크랙 전파속도는 부하응력과 물리적인 의존성을 가지고 있으며, 西谷 등<sup>(53)</sup>은 여러 가지 재료들에 대해 실험을 통하여 응력과 크랙전

파속도의 관계에서 비례적인 관계가 있음을 알았다. 이것을 양대수 선도에 나타내면 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN \propto \sigma_a^n \quad (2-19)$$

따라서 위의 식 (2-18) 및 (2-19)로부터 모두 피로크랙 전파속도에 비례 관계가 있으므로 다음과 같은 피로크랙 전파속도식으로 나타낼 수 있다 (56-58).

$$da/dN = C_1 \sigma_a^n a^{p_1} \quad (2-20)$$

위의 식 (2-20)에서  $C_1$ ,  $n$  및  $p_1$ 는 재료의 특성에 따른 재료의 고유 상수가 된다. 식 (2-20)을 변수 분리하여 적분함으로서 다음과 같은 피로크랙 수명 예측식을 구할 수 있다.

$$\int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{a^{p_1}} = C_1 \sigma_a^n \int_{N_i}^{N_f} dN \quad (2-21)$$

위의 식 (2-21)을 정리하면 다음과 같은 피로수명 예측식을 얻을 수 있다.

$$N_f = \frac{a_f^{(1-p_1)} - a_i^{(1-p_1)}}{(1-p_1) C_1 \sigma_a^n} + N_i \quad (2-22)$$

이 식은 임의의 피로크랙전파 길이에 대한 피로수명을 예측할 수 있는

중요한 식이다. Paris식은 실험과정에서  $\Delta K$ 의 값이 변하므로 여러 가지 제한을 받게 되나 위의 식 (2-22)는 이러한 제한 조건을 받지 않게 되므로 다른 형식의 피로시험에 의해 피로수명 예측도 가능하다.

위의 식 (2-20)의 실험재료상수  $C_1$ ,  $n$  및  $p_1$ 의 값은 완전히 독립되지 않고 종속적인 관계를 가지고 있다. 이 값들에 대한 물리적 의미나 영향 인자를 명확히 구별하여 검토한다는 것은 어려운 일이다.

한편  $p_1$ 는 피로크랙 길이가 갖는 재료의 고유상수로서 피로크랙 진전량과 깊은 관계가 있으나  $n$ 은 본질적으로 역학적인 상태 즉, 재료강도에 대한 부하응력의 크기로서 항복규모에 관한 양이다. 이에 반해서  $C_1$ 은 주로 재료가 갖는 피로크랙 전파저항의 차이를 나타내며 시험편마다 다른 전파 저항을 갖는 값으로서 분산에 관계하는 양이라고 생각할 수 있다. 따라서  $n = 0$ 으로 하고  $p_2$ 를 일정한 상수로 하여 피로크랙 전파속도를 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN = C_2 a^{p_2} \quad (2-23)$$

이 식을 변수 분리하여 적분함으로서 다음과 같은 피로크랙 전파수명 예측식을 구할 수 있다.

$$\int_{a_i}^{a_{op}} \frac{da}{a^{p_2}} = C_2 \int_{N_i}^{N_{op}} dN \quad (2-24)$$

위의 식을 정리하면,

$$N_{op} = \frac{a_{op}^{(1-p_2)} - a_i^{(1-p_2)}}{(1-p_2) C_2} + N_i \quad (2-25)$$

식 (2-25)로부터 임의의 크기로 진전한 피로크랙 길이를 대입하면 피로크랙 전파수명을 예측할 수 있다.

따라서 본 연구에서는 피로크랙 길이  $a$ 와 피로크랙 전파속도  $da/dN$ 의 관계에서 피로수명 예측에 필요한 재료상수  $p_2$  및  $C_2$ 를 실험을 통해 구한 다음 피로수명 예측식 (2.25)에 적용하여 실험을 통해 얻어진 실제 수명값과 예측식에 의해 얻어진 예상 수명값과의 비교·검토를 통해 본 연구에서 적용한 피로수명 예측식의 적용 가능성을 고찰하였다.

## 제 3 장 실험

### 3.1 시험편

본 실험에 사용한 재료는 JIS H4605 Class 13로 풀림처리한 티타늄합금으로서 두께 15mm 압연판재를 사용하였다.

티타늄합금의 기계적 성질을 알아보기 위하여 인장 시험 및 경도 시험을 행하였다. 인장시험은 KSB 0801에 따라 시행하였으며, 경도시험은 마이크로 비커스경도기를 사용하였다. 경도측정용 시험편의 표면을 연마지 #2,000와 컴파운드(cp1000)를 같이 사용하여 연마한 후 산화알루미나 ( $Al_2O_3$ ,  $0.3\mu m$ )로 래핑 가공하였으며, 실험에 사용한 하중은 500g, 하중작용시간 30sec의 조건하에서 60회 측정하였다.

Table 3-1은 본 실험에 사용된 티타늄합금의 화학적 성분을 나타냈으며, 인장시험과 경도시험을 통해 구한 기계적 성질은 Table 3-2에 나타내었다.

*Table 3-1 Chemical compositions of JIS H4605 Cl 13 high-pure titanium(Wt.%)*

N	C	H	Fe	O	Ti
0.003	0.001	0.015	0.03	0.2	BAL

*Table 3-2 Mechanical properties of JIS H4605 Cl 13 high-pure titanium*

Yield Stress (Kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile Stress (Kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Young's Modulus (Kgf/mm <sup>2</sup> )	Hardness (Hv)
35	45	26	11,520	138

본 연구에서는 피로실험에 앞서 티타늄합금의 용접성을 알아보기 위하여 용접조건을 각각 달리하여 기계적 성질을 평가해 보았다.

티타늄합금 용접이음부의 용접성 중 각각의 용접조건에 따라 기계적 성질을 얻기 위해서 입열량을 임의로 일정하게 조절할 수 있는 트랜지스터 펄스형 인버터식 불활성가스 아크 용접기를 사용하였다.

용접이음의 패스 수에 따라 4패스는 A1, 5패스는 A2, 7패스는 A3라 하였다.

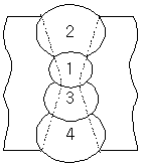
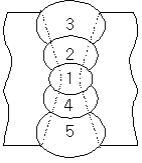
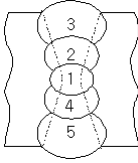
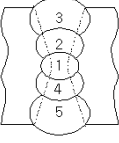
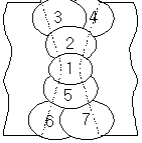
실드가스의 양에 따른 분류로 B1을 15ℓ/min으로 용접된 시험편 이라 하고 B2를, 20ℓ/min이라 하였고, B3를, 25ℓ/min으로 하였다.

층간 용접시간 간격에 따른 분류는 층별 용접 후 냉각에 소요된 시간별로 5분의 시간 경과 후 다음 층의 용접이 이루어진 시험편을 C1, 층간별로 3분 경과 후 용접된 시험편을 C2, 층간별로 1분 경과 후 용접된 시험편을 C3이라 하였다.

Table 3-3, 3-4, 3-5는 본 실험에서 사용한 용접 시험편들의 용접조건들을 나타내고 있다. Ti합금의 모재 이음 홈 형상 용접조건에서 맞대기 이음 용접할 때 두께 1.5~16mm는 V형상을 두께 12~38mm는 X형상이나 U형상을 선택하도록 되어 있으나<sup>(59)</sup>, V형상으로 용접조건을 설정하면 한면용접을 하여야 하기 때문에 변형 발생과 비드 폭의 증대로 비드 표면의 완전 실당을 하기가 어렵고, 또한 용착량이 증대되어 용접입열도 동시에 많아져 기계적 성질의 저하가 우려되므로 본 실험에서는 X형 이음홈형상으로 용접을 하였다.

시험편의 기호는 다음과 같다.

Welding plate NO.	Welding type	'hape of joint	Welding plate NO.	Welding type	Shape of joint	Welding plate NO.	Welding type	Shape of joint
				Torch shieldgas			After pass	

A1	4pass		B1	15( $\ell$ /min)		C1	5Min	
A2	5pass		B2	20( $\ell$ /min)		C2	3Min	
A3	7pass		B3	25( $\ell$ /min)		C3	1Min	

*Table 3-3 Welding condition of welding pass*



*Table 3-4 Welding condition of Shielding gas amounts*

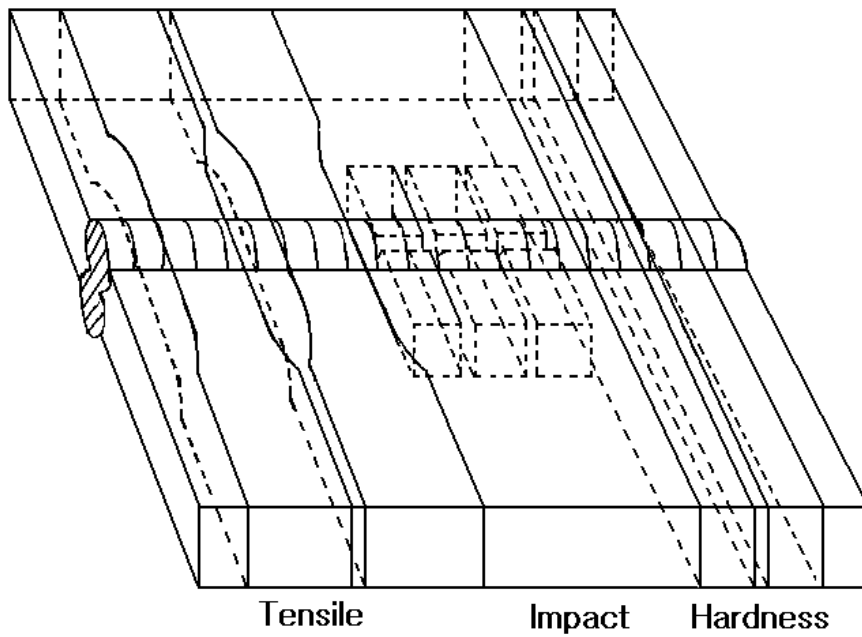
*Table 3-5 Welding condition of interlayer welding time interval*

본 연구에서는 용접 조건별로 인장 시험편, 충격 시험편, 경도 시험편 등을 각각 기계적 실험을 하기 위하여 채취하였으며, 경도 시험편은 실험에 사용하기 위하여 표면을 연마지 #2,000와 컴파운드(cp1000)를 같이 사용하여 연마한 후 산화알루미나( $Al_2O_3$ ,  $0.3\mu m$ )로 래핑 가공하였다.

Fig. 3-1은 용접된 티타늄합금으로 각각의 시험편을 채취하는 단면도를 나타내고 있으며, Fig 3-2, 3-3은 실험에 사용된 인장 시험편과 충격 시험편의 형상을 나타내고 있다.

인장 시험편은 두께 15mm의 판재를 X형 맞대기 용접한 후 와이어 커터에 의하여 가공한 후 두께 12mm가 되도록 밀링가공하였으며, 연삭기로 표면을 연마하였다.

충격 시험편은 3호 시험편으로 제작하였으며, 노치는  $\Phi 2mm$ 의 와이어에 의해 노치 깊이 2mm가 되도록 가공하였다.



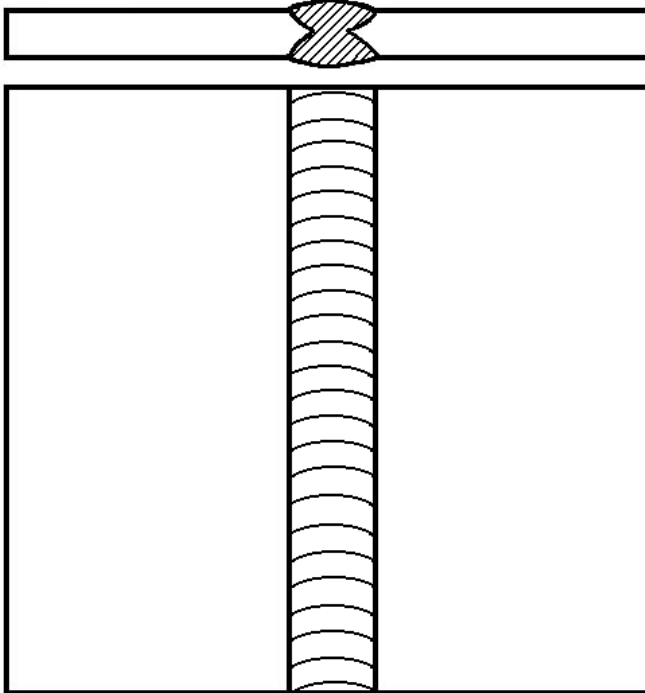
*Fig. 3-1 Location for the extraction of specimens*

*Fig. 3-2 Geometry of tensile test specimens*

*Fig. 3-3 Geometry of impact test specimens*

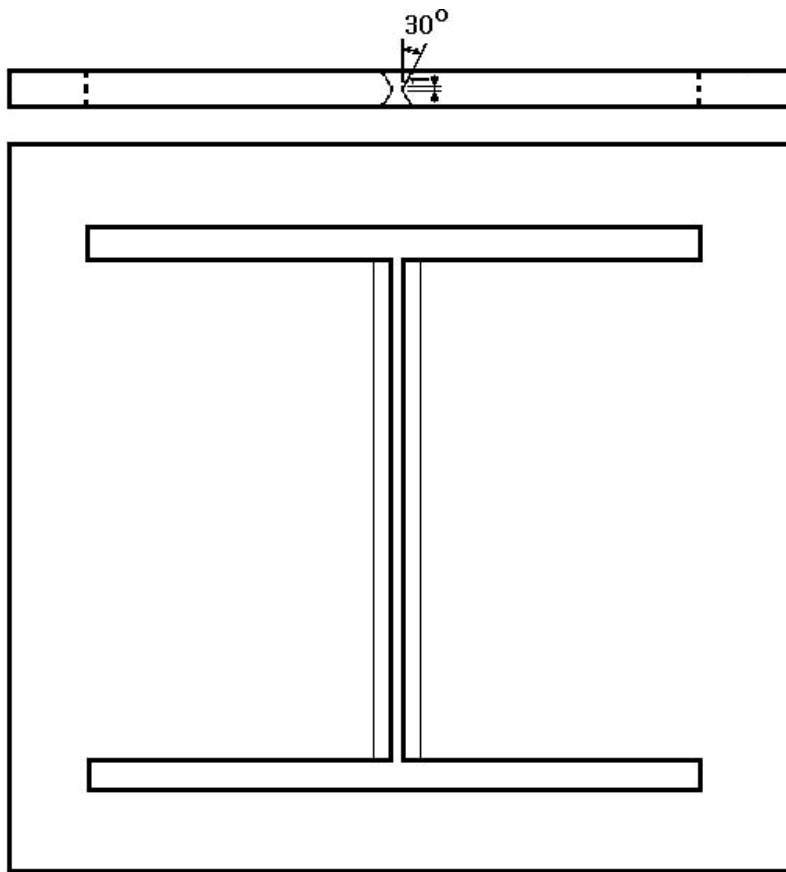
또한, 본 연구에서는 티타늄합금의 용접에 따른 잔류응력을 측정하기 위하여 용접 후 잔류응력을 측정하였는데, 일반적으로 용접 실험의 경우 비구속 용접조건(Fig. 3-4)과 같은 방법으로 용접하여 실험에 사용하고 있지만, 실제 현장에서 사용하고 있는 구조물에 있어서의 용접조건은 구속형 용접조건에 의하여 사용하고 있다. 따라서 본 실험에서는 실제 현장에서의 구조물 용접조건과 같은 효과를 내기 위하여 자체 제작한 구속 조건(Fig. 3-5)에 의하여 용접하여 변형을 구속하는 형태의 구조물의 실질적인 용접 잔류응력을 측정하여 비구속 용접조건과 구속 용접조건의 잔류응력치를 비교·검토하였다.

Fig. 3-4, 3-5는 잔류응력을 측정하기 위한 용접의 구속 조건을 나타내고 있다.



*Fig. 3-4 Nonrestraint welding condition*

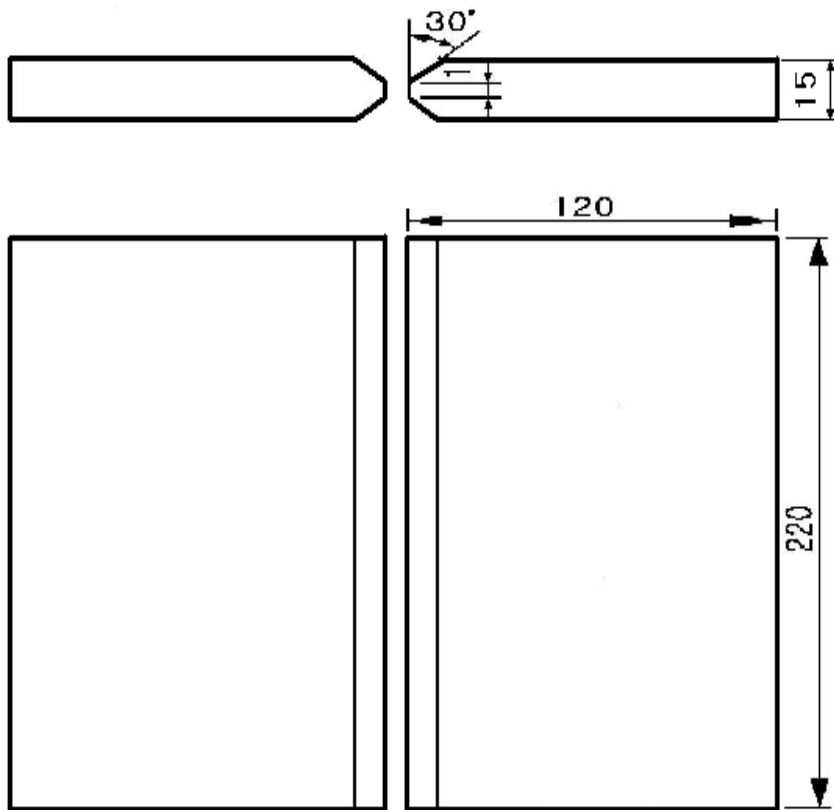




*Fig. 3-5 Restraint welding condition*

피로 시험편의 제작은 용접에 따른 용접부, 고열영향부, 저열영향부의 피로크랙 진전거동을 평가하기 위하여 용접하지 않은 모재 시험편과 용접한 용접 시험편을 각각 제작하고, 노치의 위치를 용접부, 고열영향부, 저열영향부 등에 각각 위치시켜 실험하였다.

용접시험편의 제작은 길이 220mm, 폭 120mm, 두께 15mm의 평판을 X형 맞대기 이음으로 하기 위하여 Fig. 3-6과 같이 모재를 양면 베벨각 30°로 밀링가공하였다.



*Fig. 3-6 Welding joint shape of specimens*

티타늄합금을 TIG 용접하는데 사용된 용접봉은 모재와 같은 성분의 재질로 YTWB를 사용하였으며, 직경 1.2mm 길이 10kg(roll) 것으로 사용하였다. TIG용 티타늄합금 용접봉 YTWB의 화학성분은 Table 3-6과 같다

**Table 3-6 Chemical compositions of welded wire(Wt.%)**

N	C	H	Fe	O	Ti
0.02	0.05	0.08	0.20	0.10	BAL

용접할 모재의 용접부 주위에 먼지, 오물, 수분, 기름 등 불순물이 부착되어 있으면 티타늄 용접에 악영향을 끼치게 되므로 용접하기 전에 개선부 전체를 매끈하게 가공하고, 개선부와 그 주변을 세척 능력이 뛰어난 아세톤과 알콜로 깨끗하게 청소를 하여 용접하였다.

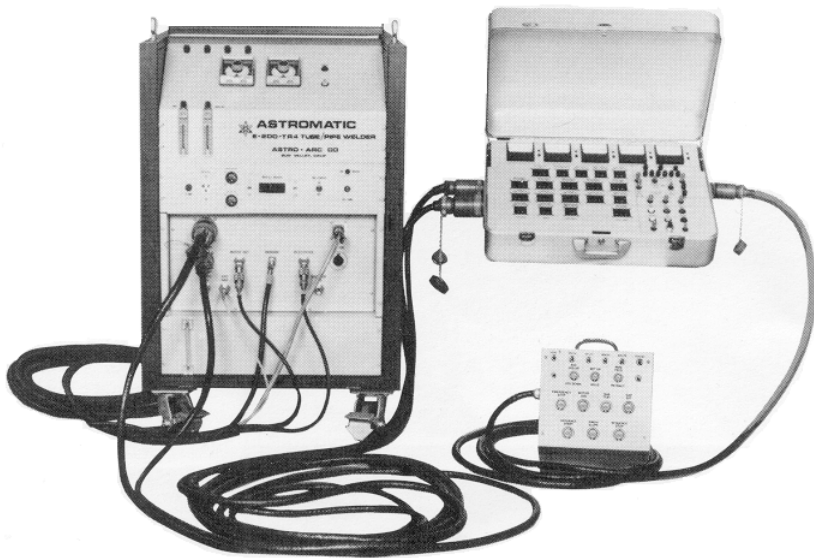
본 실험에서 용접에 사용한 실드가스는 아르곤을 사용하였으며, 순도는 시중 보다 순도가 높은 99.995% 이상으로 사용하였다.

또한, 바람과 먼지, 습기 등이 없는 실내에서 작업을 하였으며, 실딩 지그를 사용하여 대기가 침입하지 않도록 하였다.

TIG용접 장치도는 Fig 3-7과 같으며, 사용한 TIG용접기는 출력이 12.5KW, 300A인 ASTRO-ARC CO.에서 제작한 대차를 이용한 자동 펄스형 TIG 용접기를 사용하였다.

*Fig. 3-7 TIG welding equipment*

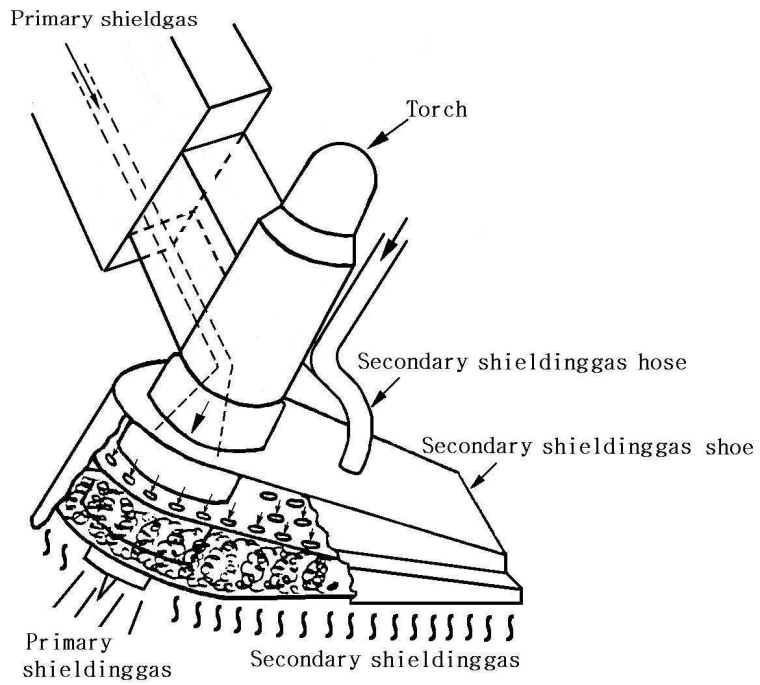
티타늄 용접부분의 용착부, 열영향부의 앞뒷면까지도 완전하게 실드하고, 용접부의 표면온도가 200℃ 이하가 되게 하기 위하여 본 용접에서는 Photo. 3-1과 같이 파워 소스와 프로그래머를 사용하여 제작하여 용접한 결과 양호한 용접부를 확보하였다.



*Photo. 3-1 Power source and programmer of TIG welding machine*

1차 실딩은 건 노즐을 사용하여 용착부와 그 근처의 모재 주위를 보호하고, 사용한 노즐의 크기는 18mm 것을 사용하였으며, 이 때 가스압력은 50MPa 이상으로 하였다.

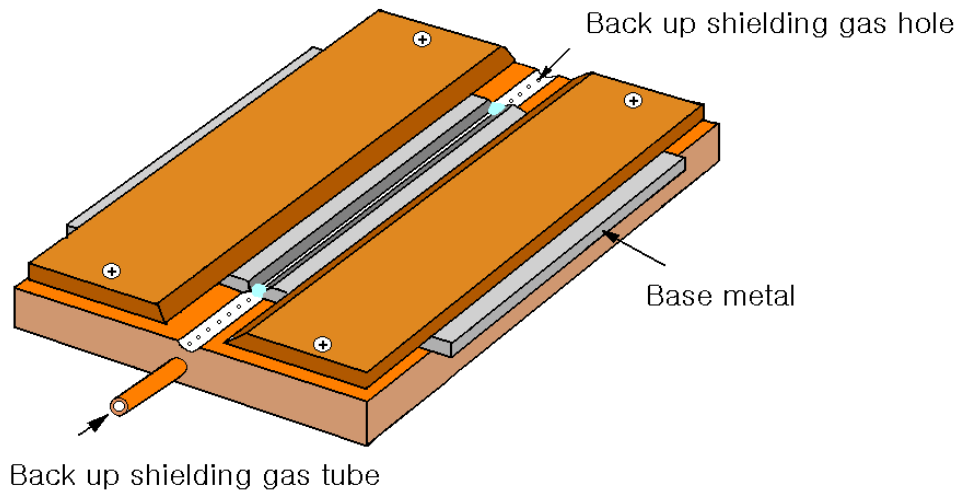
2차 실딩은 용접부가 용융 후 냉각되는 용착부와 열영향부에 산화가 생기지 않도록 약 200℃로 냉각하였으며, 냉각과정에서 대기로부터 보호하기 위하여 Fig. 3-8과 같이 실딩 슈 지그를 사용하였다. 그리고, 용접하고 있는 전방부위는 실딩을 하지 않았다.



*Fig. 3-8 Schematic diagram of after shielding gas jig*



토치 반대쪽의 루트부를 보호하기 위하여 Fig. 3-9와 같이 백업 실딩을 하였다.



*Fig. 3-9 Back up shielding jig*

피로 시험편은 ASTM E647-83에 준하여 압연방향과 크랙 진전방향이 직각이 되도록 채취하였으며, 기존의 다른 논문의 실험에서 행하였던 시험편에 응력집중을 유발시켜 실제 현장에서의 기존 결함으로 간주하여 실험을 행하였던 약 3~5mm의 노치를 포함한 시험편 대신에, 노치를 완전 배제하여 제작되는 ASTM E647-83의 시험편을 택하였다. 그리고 시험편 가공은 용접하지 않은 모재 시험편과 노치선단에서 약 2~3mm 근방에 온도영향부, HAZ, 본드부, 용착부를 차례로 위치시켜서 제작하였다.

시험편의 형태는 Fig. 3-10과 같은 CT(Compact Tension) 시험편이며, Photo. 3-2는 모재 시험편을 제외한 각각의 용접된 시험편을 부식액 (HNO<sub>3</sub> : HF = 2 : 1)을 사용하여 부식시킨 후 사진촬영 한 것이다.

한편, 피로크랙 진전속도에 대한 평가 방법의 영향을 평가하기 위하여 시험편은 Fig. 3-10에 나타내는 두께 5mm CT(compact tension)시험편을 이용했다. 반복하중은 하중제어에 의한 정현파형을 부과하였고, 주기는 10Hz로 하였으며 실험에 사용된  $\Delta P$ 일정하중시험 및  $\Delta K$ 일정하중시험의 하중조건을 Table 3-7 및 3-8과 같이 설정하였다.

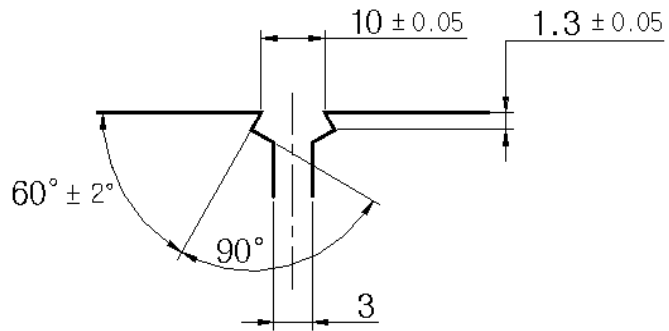
**Table 3-7 Load conditions of  $\Delta P$  constant test**

$P_{max}(N)$	$P_{min}(N)$	$\Delta P (N)$	Stress ratio
5886	2354	3532	0.4

**Table 3-8 Load conditions of  $\Delta K$  constant test**

$\Delta K(MPa \sqrt{m})$	$P_{max}(N)$ at test starting	$P_{min}(N)$ at test starting	Stress ratio(R)
20.15	8456	3365	0.4

실험에 사용한 시험기는 A/D, D/A 변환기를 내재한 micro computer에 의해 하중의 설정 및 제어를 하도록 되어 있으며, 이 A/D, D/A 분해능과 load cell로부터의 출력을 strain amplifier에서 증폭시켜 D/A에 의해 micro computer에 입력해 strain amplifier의 증폭전원에 의해 하중의 감도가 변화하도록 되어 있는 용량  $\pm 10\text{ton}$ 의 전기유압식 서보시험기 (SHIMADZU SERVO- PULSER EHF-ED10-40L)를 사용하였다.



Deatail of A

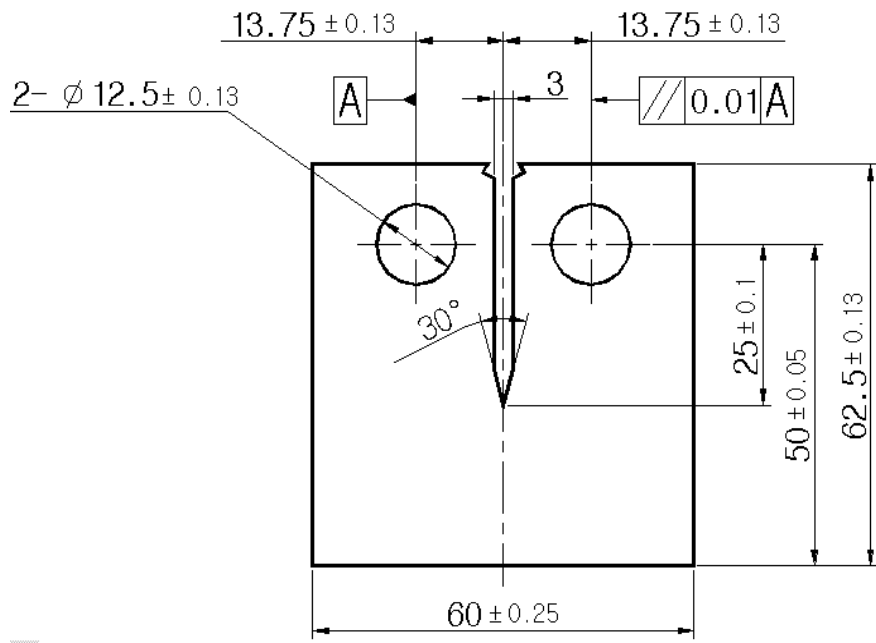


Fig. 3-10 Geometry of C-T specimen



*(a) WMZ*



*(b) Bond Zone*



*(c) HAZ*



*(d) TAZ*

*Photo. 3-2 Welded specimen shapes*

본 연구에서 사용한 UTM은 용량 50ton의 SHIMADZU에서 제작한 시험기로서 형식 UH-F50A을 사용하였으며, 충격시험기는 용량 30kg · m의 Tokyo testing machine MFG Co., LTD.에서 제작한 C1-30형식의 샤르피 충격시험기를 사용하였다.

피로 시험기는 A/D, D/A 변환기를 내재한 소형 컴퓨터에 의해 하중의 설정 및 제어를 하도록 되어 있으며, 이 A/D, D/A 분해능과 로드셀로부터의 출력을 변형률 증폭기에서 증폭시켜 D/A에 의해 소형 컴퓨터에 입력해 변형률 증폭기의 증폭전원에 의해 하중의 감도가 변화하도록 되어 있는 용량  $\pm 10\text{ton}$ 의 전기유압식 서보 피로시험기(SHIMADZU SERVOPULSER)를 사용하였다.

Photo. 3-3은 본 실험에 사용된 전기유압식 서보 피로시험기를 나타내고 있다.



*Photo. 3-3 Fatigue testing machine*

본 실험에 사용한 시험기기의 제원은 다음과 같다.

1) 전기유압식 서보 피로시험기(SHIMADZU SERVOPULSER)

- 모델 : EHF-ED10-40L
- 용량 :  $\pm 10$  ton
- 제작 : SHIMADZU , Japan

2) 만능시험기(Universal testing machine)

- 형식 : UH-F50A
- 용량 : 50 ton
- 제작 : SHIMADZU, Japan

3) 마이크로 비커스 경도계(Micro-Vickers hardness tester)

- 형식 : MVK-F II
- 제작 : AKASHI, Japan

4) 샤르피 충격시험기(Charpy impact testing machine)

- 용량 : 30kgf · m
- 형식 : C1-30
- 제작 : Tokyo testing machine. MFG. Co., LTD.

5) 광학현미경(Optical microscope)

- 모델 : BHC-U
- 규격 : 배율( $\times$ ) : 50 ~ 2,000
- 제작 : Olympus, Japan



6) 주사 전자현미경(Scanning electron microscope)

- 모델 : JSM 840A
- 규격 : 배율(×) : 10 ~ 30,000
- 제작 : JEOL, Japan

7) 연마기(Polisher)

- 모델 : C-POS2
- 규격 : 110V, 160W
- 제작 : (주) 제일과학, Korea

8) TIG 용접기(TIG Welding Machine)

- 출력 : 12.5 KW, 300A
- 제작 : 이수전기, Korea

9) 잔류응력 측정기(Strain meter)

- 형식 : MT-16A
- 제작 : National Instrument CO., LTD.

## 3.2 실험방법

본 연구에서는 티타늄합금의 용접성 평가 및 구속조건에 따른 잔류응력 측정과 용접에 따른 용착부, 본드부, HAZ 등의 피로크랙 진전거동을 비교·검토하였다.

먼저, 용접성 평가를 위하여 용접 패스를 4, 5, 7로 각각 달리하는 용접 층 수에 따른 방법과 용접 패스는 같게 하고 보호가스량을 15, 20, 25 ℓ/min으로 달리하는 방법, 층간 용접 시간 간격에 따른 방법으로는 5분, 3분, 1분 간격으로 각각 용접하여 기계적 성질을 평가하였다.

인장시험은 항복전 인장속도는 5mm/min으로 하였고, 항복 이후의 인장속도는 10mm/min의 속도로 인장하였다.

충격시험은 샤르피 충격시험기로 해머의 타격속도는 약 5m/sec의 속도로 타격하여 실험하였다.

경도시험은 시험편의 표면을 연마지 #2,000와 컴파운드(cp1000)를 같이 사용하여 연마한 후 산화알루미나( $Al_2O_3$ , 0.3 $\mu$ m)로 래핑 가공하였으며, 실험에 사용한 하중은 500g, 하중작용시간 30sec의 조건하에서 용착부에서부터 본드부, HAZ, 모재부까지 2mm 간격으로 각각 측정하였다.

또한, 용접시 발생하는 잔류응력을 측정하기 위하여 구속조건을 각각 달리하여 용접하였는데, 구속하지 않은 상태에서의 용접과 완전구속 상태의 용접조건을 만들기 위하여 자체 제작한 구속조건으로 용접하였으며, 이때 용접한 시험편은 단면 절단법을 사용하여 용접잔류응력값을 측정하였다.

측정에 사용한 시험기는 포터블식인 MT-16A이며, 데이터 획득을 위하여 노트북에 SAS 98 잔류응력 해석 프로그램을 설치하고, National Instrument CO., LTD.의 데이터 획득 카드 Ni-DAQ Capabilities

PCMCIA를 장착하여, 인터페이스 한 다음  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ 의 잔류응력값을 측정하였다.

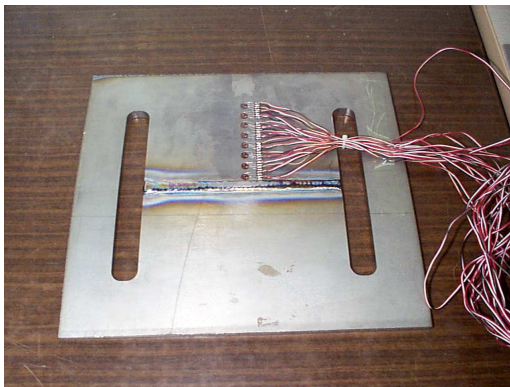
스트레인 게이지는 KYOWA ELECTRONIC INSTRUMENTS CO., LTD.에서 제작한 KFG-2-120-D 16-11 Type의 게이지(게이지 길이 : 2mm, Gage Factor : 2.10, 게이지 저항 :  $120.2 \pm 0.3 \Omega$ )를 사용하였다. 스트레인 게이지의 응용은 게이지의 부착으로부터 시작되며 정확한 데이터 측정으로 신뢰도가 향상된다. 따라서 게이지의 부착은 부착 위치를 선정한다음 부착할 곳의 표면 처리로 부터 보호제의 사용까지의 다섯 단계를 거쳐 완료하였다. 우선 세척제를 이용하여 시료의 표면에 붙어 있는 오염물질을 제거하였으며 컨디셔너(Conditioner)를 몇 방울 뿌린 다음 샌드페이퍼 #200~2000으로 연마한 후 표면이 매끄럽게 되도록 연마를 하였다. 이러한 동작을 3회 반복하여 표면이 부드러워지면 거즈로 깨끗이 닦아냈다. 다음은 중화제를 이용하여 다시 한번 부드러운 연마를 한 뒤 표면을 거즈로 깨끗이 닦았다. 이것은 약염기성 물질로 연마시 표면의 윤활 작용 및 산성으로 변화된 시료를 중화시켜 주는 역할을 하게 된다. 이렇게 하여 게이지의 부착 위치를 연필로 표시한 다음, 셀로판 테이프 등을 이용하여 정해진 위치에 옮긴 다음 접착제를 붙였다. 다음은 셀로판 테이프의 이용시 게이지가 꺾이지 않도록 앞부분을 당기면서 위로 들어 주게되면 게이지에 손상이 가지 않게 조심하여 본딩을 하는데 약 1~2분 가량 손으로 눌러 압착을 한 다음 스트레인 게이지를 부착하여 스트레인 게이지 연결선을 고정하였다. 또한, 이물질로 인한 데이터의 오차를 최소화하기 위하여 코팅제로 도포하였다. 스트레인 게이지를 사용하여 스트레인을 측정시 대개 측정하고자 하는 스트레인에 의한 저항의 변화분은 비교적 적다. 휘스톤 브리지는 전기측정법상에서 미소저항 측정회로일 뿐만 아니라, 스트레인 게이지가 가진 온도계수에 의한 오차를 없애주는 역할도 함으로 스

트레인 측정뿐만 아니라 변환기도 회로적으로 휘스톤 브리지를 형성시켜서 측정하게 되어 있다. 또한 휘스톤 브리지는 게이지의 온도계수 보정을 할뿐만 아니라, 제조상 피할 수 없는 게이지 하나 하나의 저항값의 차로 인해서 생기는 출력, 또는 일정한 스트레인 기준으로 그 기준 이상의 스트레인을 측정할 경우에도 비교적 쉽게 회로적으로 실현 가능한 이점을 가지고 있다. 휘스톤 브리지는 저항측정을 위하여 저항으로 구성된 회로이며, 이 자체에서는 전력이 발생하지 않는다. 따라서 이것에 대해서 전원과 출력을 검출하는 측정기를 필요로 한다. 스트레인 게이지로 구성된 휘스톤 브리지는 교류, 직류 어느 것의 전원을 가지고도 측정이 가능하다는 것은 스트레인 게이지가 순수한 저항만의 변화이며, 인덕턴스, 또는 캐퍼시턴스의 변화를 이용한 스트레인 측정원리에 비해서 오늘의 발전을 하게 된 크나 큰 원인의 하나이다.

Photo. 3-4는 잔류응력 측정기이며, Photo. 3-5는 시험편에 스트레인 게이지를 부착한 사진이다.



*Photo. 3-4 Strain meter*



*Photo. 3-5 Configuration of strain gage attached position*

한편, 피로크랙 진전속도에 대한 평가방법의 영향을 평가하기 위하여 실험에 사용한 시험기는 전기유압 서보식 피로시험기(Electro-hydraulic Survopulser Fatigue Testing Machine)를 이용했다. 본 시험기는 Fig. 3-6에 나타내는 바와 같이 폐회로식 제어기구를 응용한 것으로 설정하중과, 수시로 검출되는 로드셀의 신호를 제어기안에 내장된 A/D변환기를 통해서 소형 컴퓨터에 입력해 오차를 보정하는 방식을 택함으로써 고정밀도의 실험이 가능하다. 특히, 일정  $\Delta K$ 시험의 경우는 크랙길이가 증가함에 따라 수시로  $\Delta K$ 치를 계산하여 그 값이 일정하도록 하중값을 점진적으로 내려 주어야 하는데, 본 시험기에서는 고정밀도의 원활한  $K$ 치 제어가 가능하다.

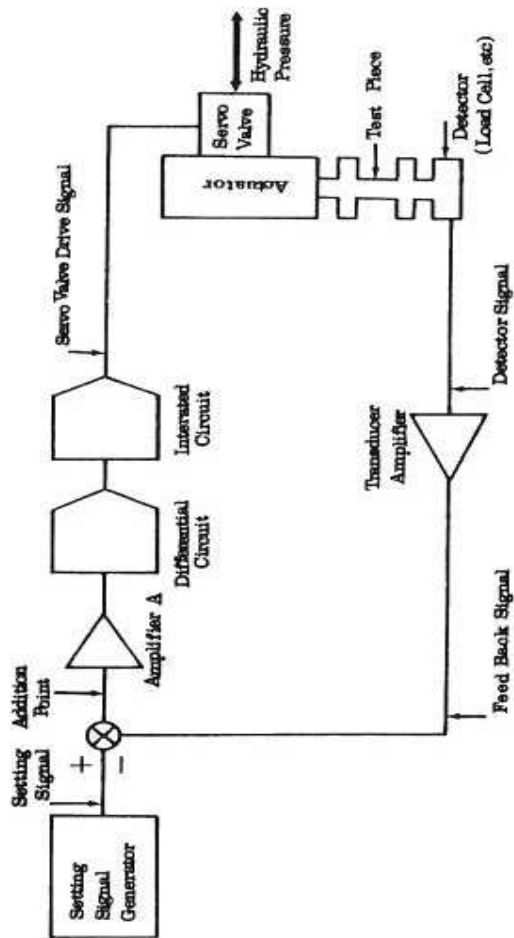


Fig. 3-11 Control circuit diagram of fatigue testing machine

## 제 4 장 실험 결과 및 고찰

### 4.1 용접조건에 따른 기계적 특성

본 연구에서는 티타늄합금의 용접에 따른 기계적 성질을 평가하기 위하여 용접이음의 패스 수에 따라 4, 5, 7 패스로 분류하여 각각 A1, A2, A3라 칭하였으며, 실드가스의 양에 따라 15ℓ/min, 20ℓ/min, 25ℓ/min으로 분류하여 B1, B2, B3라 칭하였고, 층간 용접시간 간격에 따라 5분 경과, 3분 경과, 1분 경과 후 각각 다음 층을 용접하여 C1, C2, C3라 칭하여 각각 시험편을 분류하였다.

인장시험용 용접 시험편은 맞대기 용접한 것으로 한국선급협회 R2A 호 규격<sup>(45)</sup>에 의하여 가공하였으며, 용접 이음부는 모재면과 같은 두께가 되도록 밀링 가공하였다.

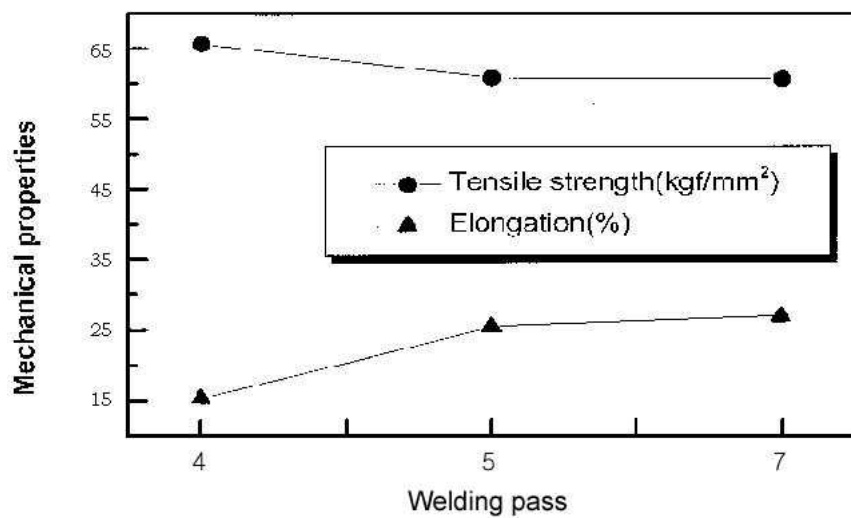
인장시험기(United Model No. SFM-60)의 용량은 50ton이며, 인장강도, 연신율 등을 측정된 결과 모든 시험편에서의 파단은 용착금속부에서 발생하였다.

Fig. 4-1~3은 인장시험 결과를 나타낸 것으로서, Fig. 4-1을 보면 용접 패스수에 따른 용접방법에 의한 인장시험 결과, A1 시험편이 연신율은 적은 반면 인장강도는 가장 높게 나타났다.

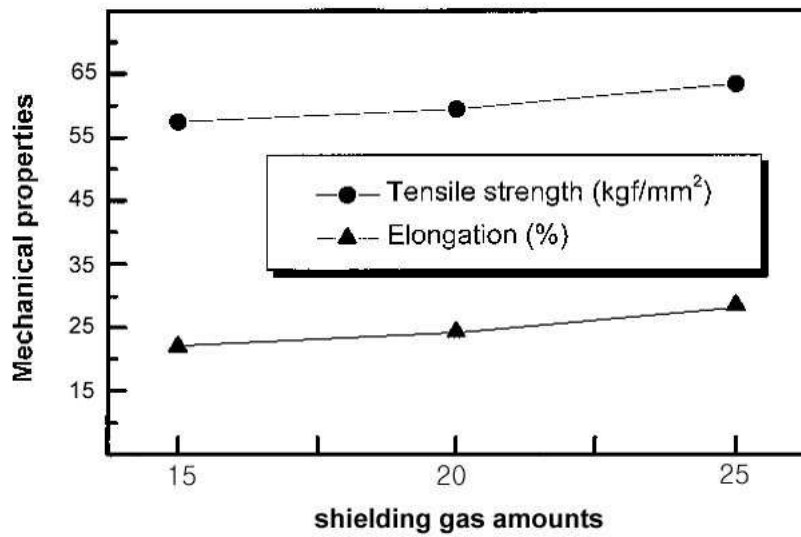
또한, Fig. 4-2는 실드가스의 양에 따른 용접방법으로서 실드가스의 양이 25ℓ/min의 용접조건에 의하여 용접한 B3 시험편이 인장강도와 연신율이 가장 높게 나타났다.



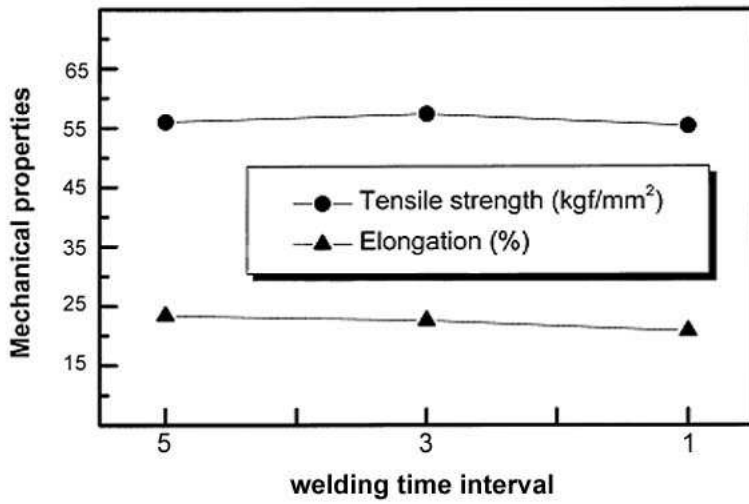
Fig. 4-3은 층간 용접 시간에 의한 용접방법으로서 C2 시험편이 다소 인장강도와 연신율이 높게 나타났지만, 층간 용접 시간간격에 따른 용접 조건에서는 그다지 인장강도나 연신율에 영향을 미치지 않는 것으로 나타났다.



*Fig. 4-1 Result of tensile test according to welding pass condition*



*Fig. 4-2 Result of tensile test according to shielding gas amounts*



*Fig. 4-3 Result of tensile test according to welding time interval*

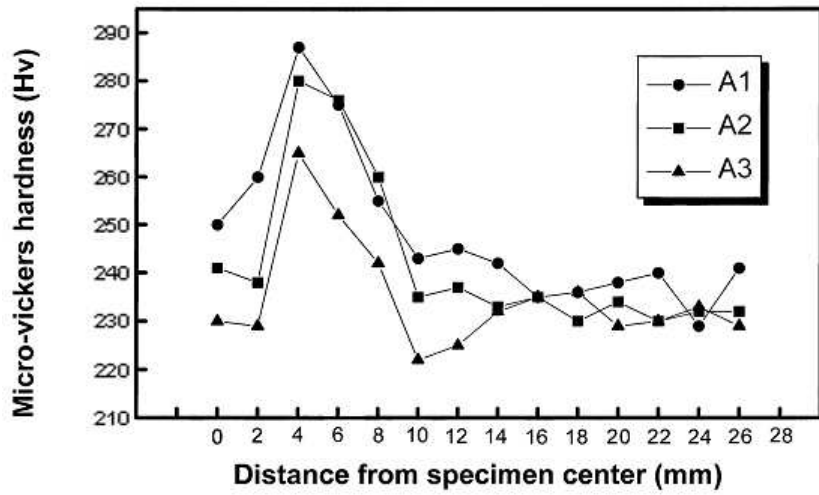
시험편의 용접선 가로 방향으로 용접부의 각 부위(Weld Metal Zone, Bond Zone, HAZ, Temperature Affected Zone)를 마이크로 비커스 경도계로 측정하였고, 그 결과는 Fig. 4-4~6과 같다. 경도측정용 시험편의 표면을 경면 연마한 후 하중 500g, 하중작용시간 30초 동안 작용시켜 2mm 간격으로 측정하고 최대값과 최소값을 제외한 측정결과로 얻었다.

일반적으로 용접부의 경도분포는 열영향부가 가장 높게 나타나며 이와 같은 타 지역과의 경도차이로 인하여 용접부의 피로수명을 감소시키는 주요요인이 된다.

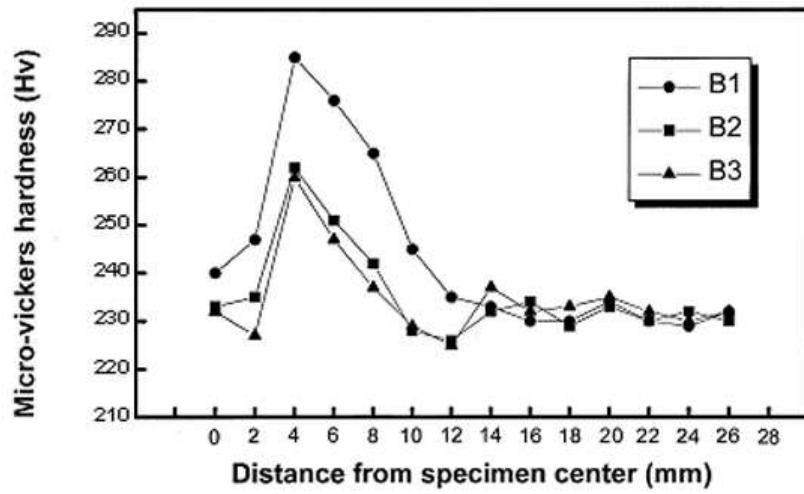
Fig. 4-4는 용접 패스 수에 따른 시험편의 경도분포를 나타낸 것으로서 경도분포는 A1, A2, A3 순으로 나타났으며, 용착부보다 HAZ에서 경도분포가 매우 크게 나타나고 열영향부에서 멀어질수록 거의 일정한 형태로 분포하였다.

Fig. 4-5는 실드가스량에 따른 용접의 경도분포를 나타낸 것으로서 B1이 경도값이 가장 높게 나타났고 B2, B3는 거의 비슷한 양상으로 나타났다.

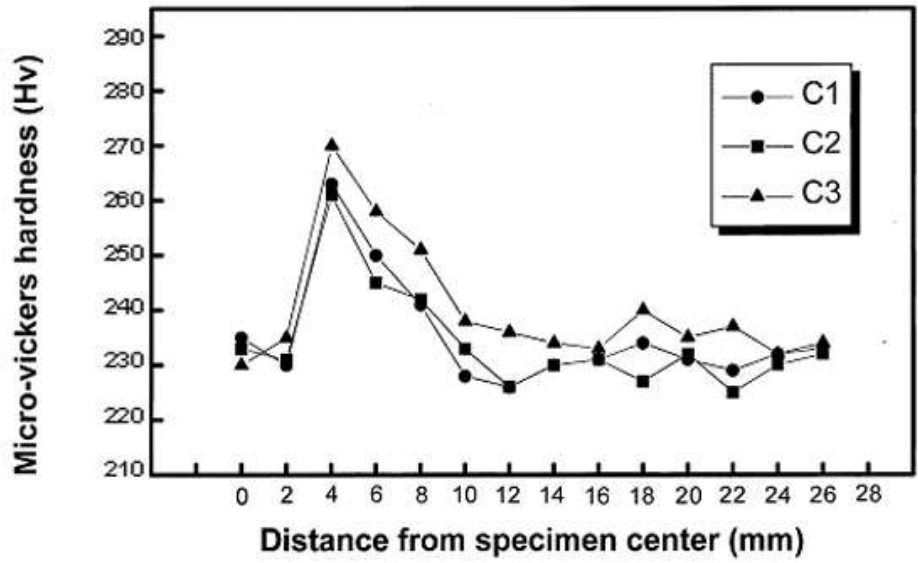
Fig. 4-6은 용접 패스의 시간 간격에 의한 것으로서 경도분포도 열영향부가 높은 경도분포를 나타내고 있으며, C3가 조금 높은 경도값을 나타내고 있지만 C1, C2와 거의 비슷하게 나타났다.



*Fig. 4-4 Hardness distribution in welding according to welding pass condition*



*Fig. 4-5 Hardness distribution in welding according to shielding gas amounts*



*Fig. 4-6 Hardness distribution in welding according to welding time interval*



본 실험에서는 용량 30kgf·m 의 샤프피 충격시험기를 사용하여 용접에 조건에 따른 충격시험을 행하였다.

먼저 시험편의 파단에 요하는 흡수 에너지<sup>(60)</sup>를 구하기 이전에 시험기의 에너지 손실을 식 (4.1)에 의하여 구하였다.

$$U_0 = WR(\cos \beta_0 - \cos \alpha) \quad (4.1)$$

시험편의 흡수 에너지는 식 (4.2)에 의하여 구하였다.

$$U = WR(\cos \beta - \cos \alpha) - U_0 \quad (4.2)$$

여기서,  $\alpha$  : 해머 지상각

$\beta_0$  : 해머 공진 지상각

$\beta$  : 파단 후 지상각

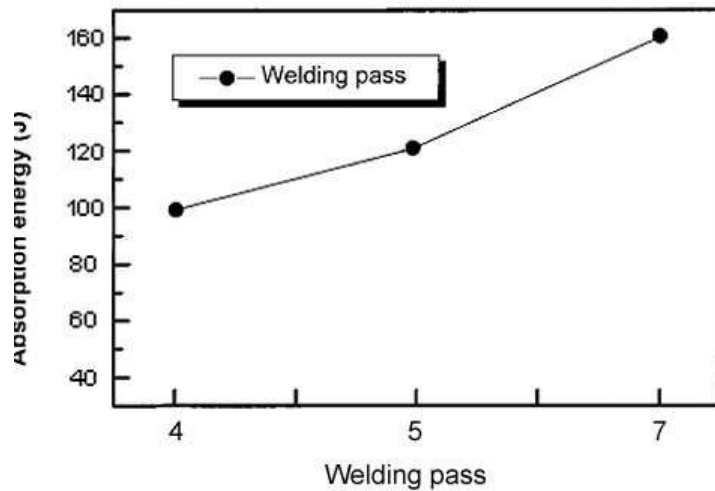
Fig. 4-7~9는 본 실험에 의하여 구해진 시험편들의 흡수 에너지값을 나타내고 있다.

Fig. 4-7에서 보면 패스 수에 따른 용접조건에서는 7패스의 A3가 흡수 에너지가 가장 높게 나타났으며, 패스 수가 증가함에 따라 흡수 에너지가 높아지는 경향을 나타내었다. 이는 용접이음이 많기 때문이라 사료된다.

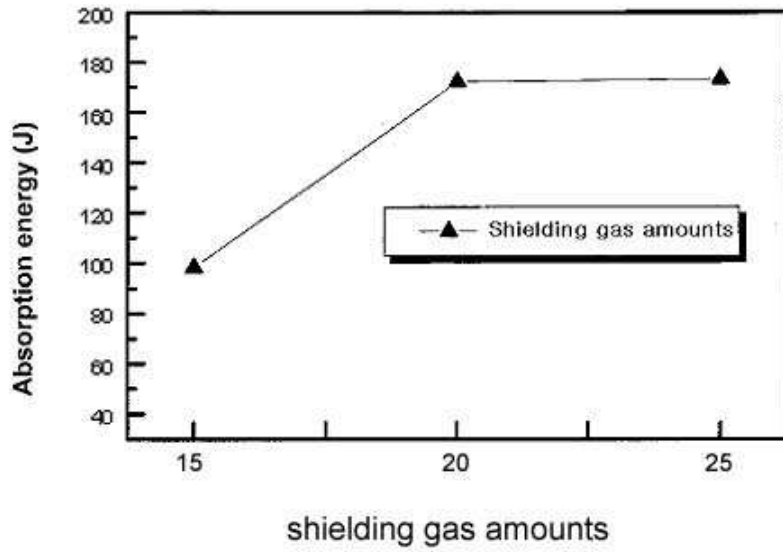
Fig. 4-8은 실드가스량에 의한 용접조건으로서 B3 시험편이 가장 흡수 에너지가 높은 것으로 나타났으며, 실드가스가 적은 시험편일수록 흡수 에너지가 다소 떨어지는 것으로 나타났다. 이는 실드가스량에 차이이기 때문이라 사료된다.

Fig. 4-9는 증간 용접 시간에 따른 용접방법에 따라 흡수 에너지값을 나

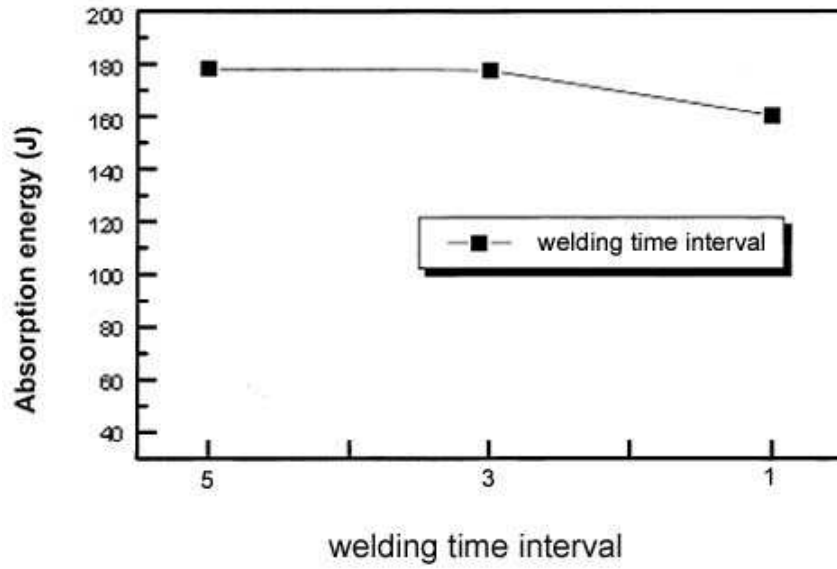
타낸 것으로서, 다소 차이가 있지만 거의 비슷한 흡수에너지를 나타내고 있으므로 층간 용접 시간 간격에 따른 충격 흡수에너지의 값에서  $C_1$ ,  $C_2$  는 거의 영향을 받지 않는 것으로 나타났으며,  $C_3$ 는 다소 떨어졌다. 이는 용접시간에 영향을 받지 않기 때문이라 사료된다.



*Fig. 4-7 Result of impact test according to welding pass condition*



*Fig. 4-8 Result of impact test according to shielding gas amounts*



*Fig. 4-9 Result of impact test according to welding time interval*

## 4.2 용접조건에 따른 잔류응력 분포

단면법에 의한 용접잔류응력 측정을 위하여, 맞대기 용접부의 폭 방향으로 용접 안정구간인 중앙을 선택하여 측정하였다.

Fig. 4-10~13은 측정된 실험결과를 나타낸다. 데이터 분석결과 용접공정변수(용접속도, 전류, 전압, 층수)가 일정하고 용접 구속조건에 따라 잔류응력의 분포형태가 달라짐을 알 수 있다. 본 연구에 사용한 티타늄 재질에서는 용접잔류응력의 크기는  $\sigma_x$  및  $\sigma_y$  성분 모두 다소 작게 측정되었으며, Fig. 4-10~13에서 볼 수 있다. 또한, 용접선 길이방향으로 잔류응력의 분포양상을 보면, 용접 시단부와 종단부의 미소영역에서 용접잔류응력 성분( $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ )이 크게 측정되었으며, 그 외의 영역에서는 일정하게 나타남을 보이고 있다. 이러한 분석 결과는 용접이 시작되는 지점과 끝나는 지점의 일정영역을 제외하고는 동일한 열적 특성을 받기 때문이다. Fig. 4-10~13에서 알 수 있듯이 열영향부 근방에서 길이방향의 잔류응력이 폭 방향의 잔류응력에 비해 높게 나타남을 알 수 있는데, 폭 방향의 경우 길이방향에 비해 용접열의 냉각속도가 빠르기 때문으로 생각된다. 잔류응력값이 최대로 보이고 있는 지점이 열영향부 및 그 근방임을 알 수 있었다.

Fig. 4-10, 11은 시험편 자체에서 구속한 형태로 용접과정에서 용접잔류응력이 높아졌음을 알 수 있다.  $\sigma_x$  방향성분 잔류응력이 인장잔류응력으로 측정되었으며 용접 비이드로부터 가장 멀리 떨어진 지점에서 압축잔류응력이 측정 되었다. 또한  $\sigma_y$  방향의 용접잔류응력은 용접 비이드로부터 60mm 거리에서 인장 잔류응력이 압축잔류응력으로 변화하였다.

Fig. 4-12, 13에서는 시험편의 비구속 형태로 용접 비이드 근방의 열영

항부에서 인장잔류응력이 측정되었으며 용접 비이드로부터 15~18mm 거리에서 급속도로 압축잔류응력으로 변화하였다. 또한 Fig. 4-10, 11에서 보다  $\sigma_x$  방향성분 잔류응력이 낮게 측정되었다. 이것은 구속조건의 차이인 것으로 사료되며,  $\sigma_y$  방향의 용접잔류응력은 모두 인장 잔류응력으로 측정되었다. 용접 비이드로부터 멀어질수록 잔류응력 값이 미소하게 작아짐을 알 수 있다.

Fig. 4-14~16은 구속 용접에 의한 잔류응력과 비구속 용접에 의한 잔류응력 측정치를 나타내고 있다.

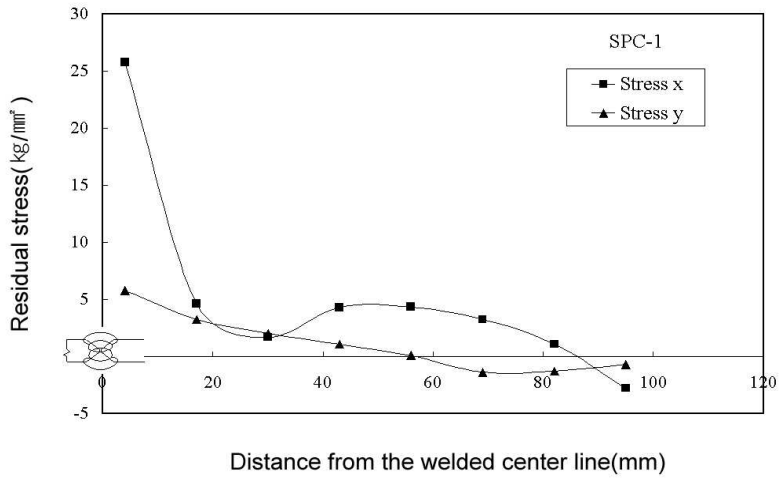


Fig. 4-10 Distribution of the welded residual stress for SPC-1

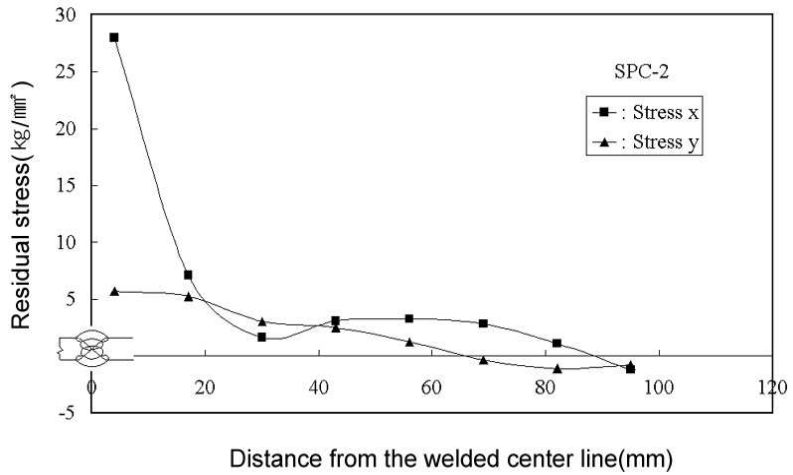


Fig. 4-11 Distribution of the welded residual stress for SPC-2

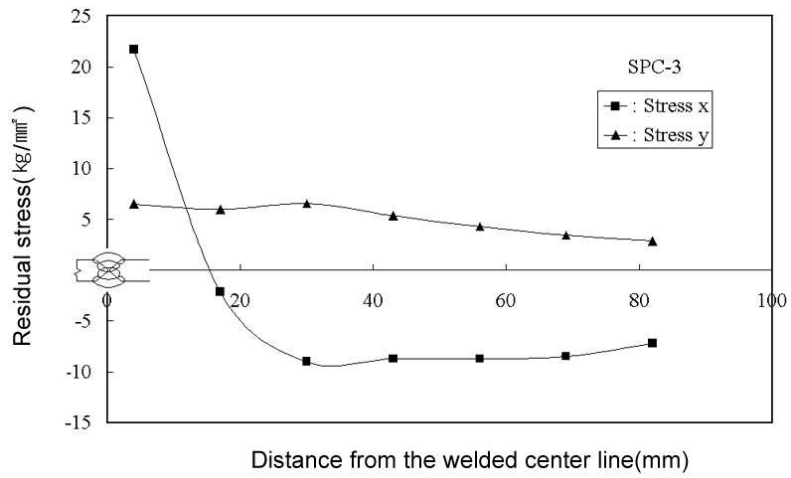


Fig. 4-12 Distribution of the welded residual stress for SPC-3

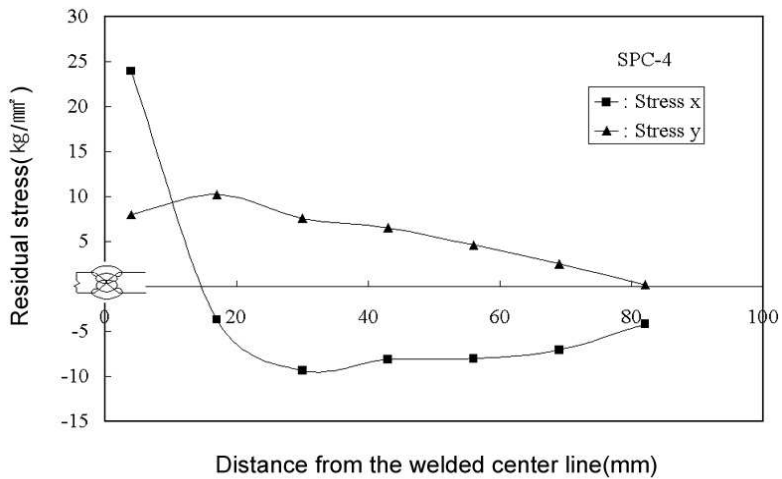
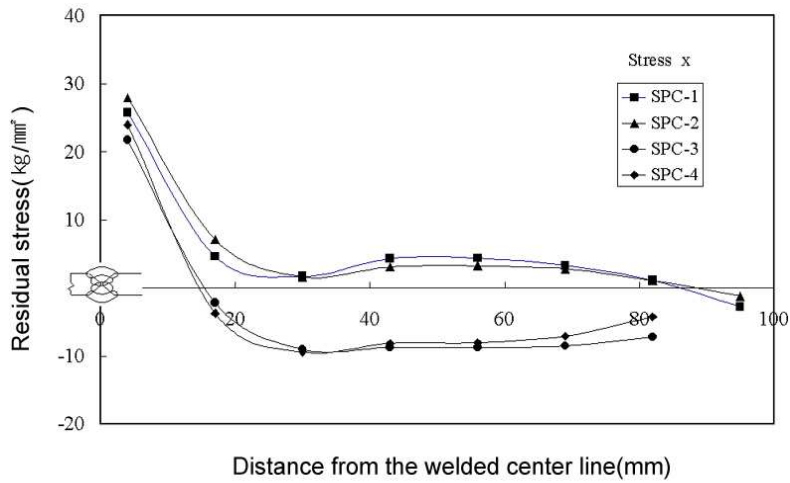
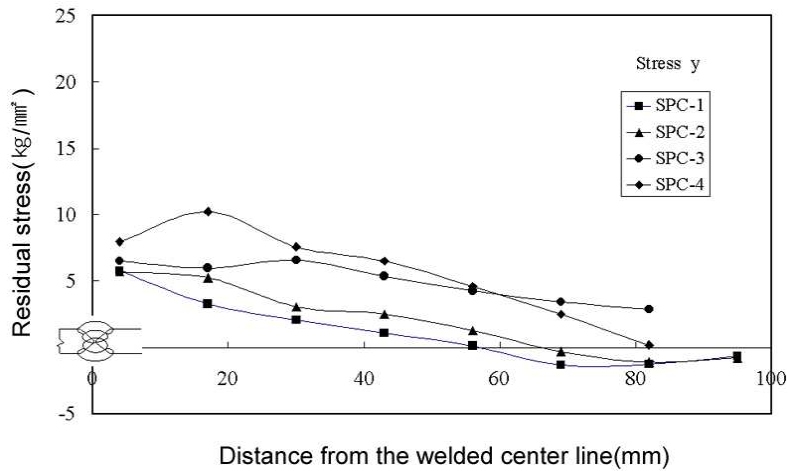


Fig. 4-13 Distribution of the welded residual stress for SPC-4





*Fig. 4-14 Distribution of the welded residual stress for restraint condition(x-direction)*



*Fig. 4-15 Distribution of the welded residual stress for restraint condition(y-direction)*

### 4.3 피로수명 예측

피로크랙 전파속도  $da/dN$ 과 피로크랙길이  $a$ 와의 관계에서 재료상수  $p_2$  및  $C_2$ 는 초기크랙이 발생하는 부분과 최종과단이 일어나기 전의 급속 크랙진전부분의 불안정 성장구간을 제외한 안정성장구간에서 구하였다. 초기크랙이 발생하는 과정에서 불안정 성장구간을 나타내는 원인으로서는 입자크기, 가공경화의 정도, 개구비, 소성화로 인한 소규모 항복조건 이탈 등이 있다.

이때 피로크랙 진전속도  $da/dN$ 은 7점 다항식 근사법(Seven Point Incremental Method)<sup>(61)</sup>을 사용하였다.

피로크랙 전파속도식  $da/dN = C_2 a^{p_2}$ 식을 변수분리하여 적분함으로써 식 (4.9)와 같은 피로크랙 전파 수명식을 얻을 수 있었다.

$$N_{op} = \frac{a_{op}^{(1-p_2)} - a_i^{(1-p_2)}}{(1-p_2)C_2} + N_i \quad (4.9)$$

여기서  $a_i, a_{op}$  : 초기 및 임의의 크기로 진전된 피로크랙 길이

$N_i, N_{op}$  : 초기 및 임의의 반복수

Table 4-1은 불안정 성장구간을 일부 제외한 0.6 mm이상의 크랙길이를 이용하여 피로크랙 전파속도  $da/dN$ 과 피로크랙길이  $a$ 와의 관계를 이용하여 얻어진 재료상수  $p_2$  및  $C_2$ 의 값을 나타낸 것이다.

피로수명의 예측값은 피로크랙 전파속도와 피로크랙 길이와의 관계에서 구한 재료상수  $C_2$ 와  $p_2$ 를 식 (4-1)에 초기크랙  $a_i$ 와 임의의 크기로

진전된 크랙길이  $a_{op}$ 를 대입하여 각각의 크랙길이에 대응하는 피로수명을 계산하였다.

Fig. 4-16~27은 실험으로부터 얻어진 피로수명의 실험값과 위의 식 (4.9)로부터 얻어진 예상값을 비교한 것이다. 이들 그림에 나타난 바와 같이 모재의 경우 하중비를 0.1로 하였을 때는 다소 오차가 발견되었으나 이를 제외한 대부분은 노치의 위치에 관계없이 오차범위는 5 %이하로 잘 일치함을 알 수 있었다.

*Table 4-1 Experimental material constants for the equation*

$$da/dN = C_2 a^{p_2}$$

Materials	P <sub>max</sub>	Material Constants	Load Ratios		
			R = 0.01	R = 0.1	R = 0.2
Base Metal	400 kg <sub>f</sub>	p <sub>2</sub>	0.66398	0.67497	0.83440
		C <sub>2</sub>	1.6629×10 <sup>-4</sup>	1.5639×10 <sup>-4</sup>	1.0157×10 <sup>-4</sup>
WMZ	400 kg <sub>f</sub>	p <sub>2</sub>	1.74317	1.69557	2.12990
		C <sub>2</sub>	1.7171×10 <sup>-4</sup>	2.0435×10 <sup>-4</sup>	1.1221×10 <sup>-5</sup>
Bond Zone	400 kg <sub>f</sub>	p <sub>2</sub>	1.79826	2.42424	2.01069
		C <sub>2</sub>	1.8919×10 <sup>-4</sup>	6.7803×10 <sup>-4</sup>	8.4390×10 <sup>-4</sup>
HAZ	400 kg <sub>f</sub>	p <sub>2</sub>	1.43906	1.67925	2.07299
		C <sub>2</sub>	2.6748×10 <sup>-4</sup>	2.5179×10 <sup>-5</sup>	9.7137×10 <sup>-6</sup>

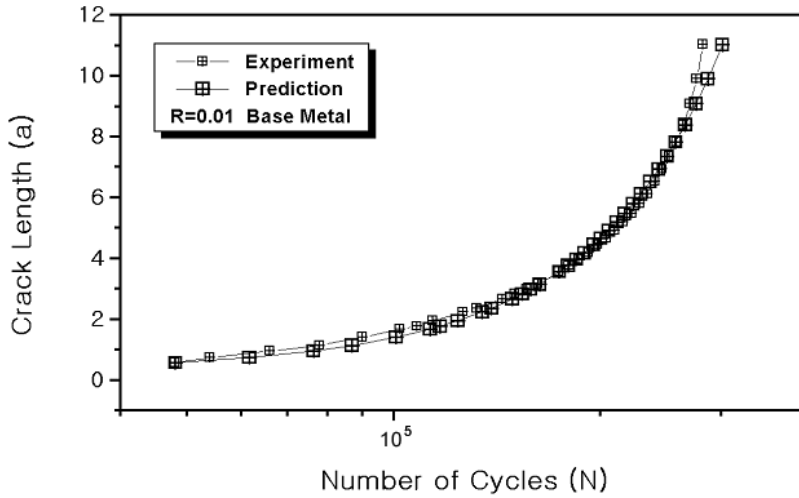


Fig. 4-16 Fatigue life prediction of  $a-N$  (base metal,  $R=0.01$ )

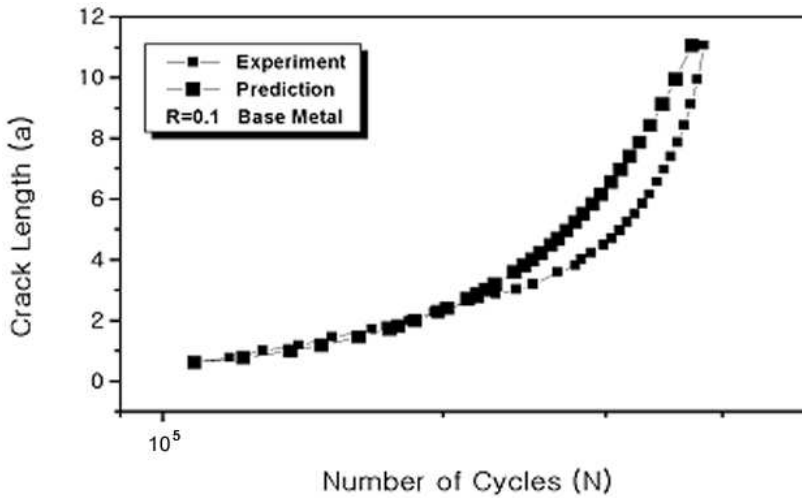


Fig. 4-17 Fatigue life prediction of  $a-N$  (base metal,  $R=0.1$ )

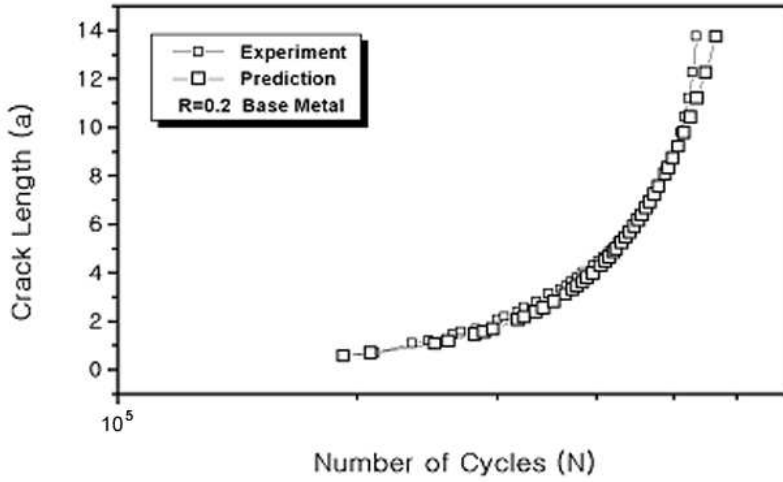


Fig. 4-18 Fatigue life prediction of  $a-N$  (base metal,  $R=0.2$ )

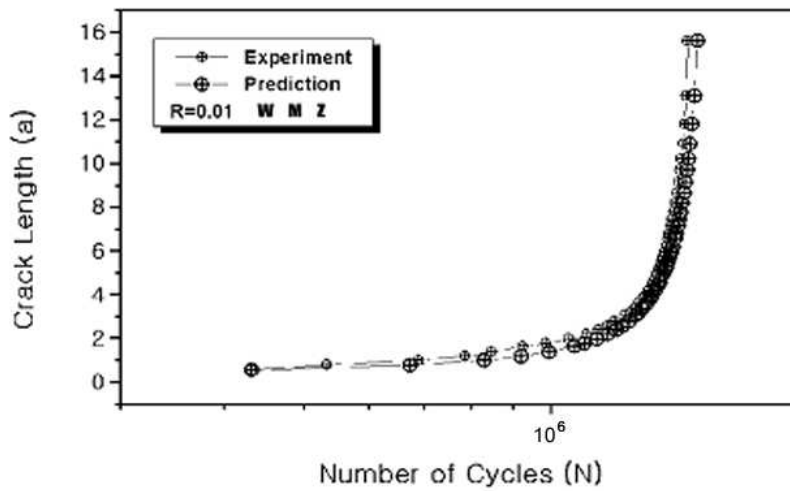


Fig. 4-19 Fatigue life prediction of  $a-N$  (WMZ,  $R=0.01$ )

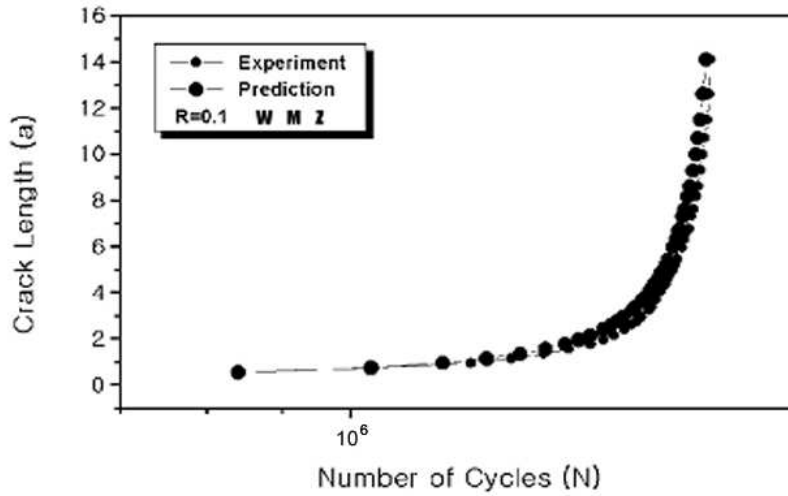


Fig. 4-20 Fatigue life prediction of  $a-N$  (WMZ,  $R=0.1$ )

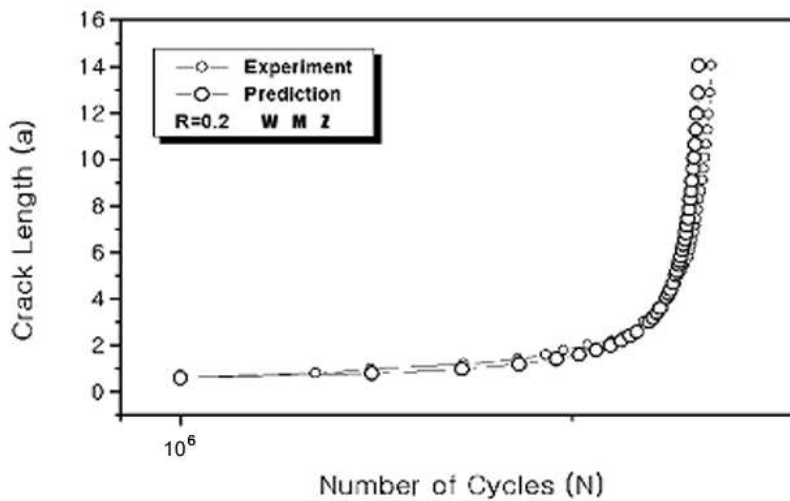


Fig. 4-21 Fatigue life prediction of  $a-N$  (WMZ,  $R=0.2$ )

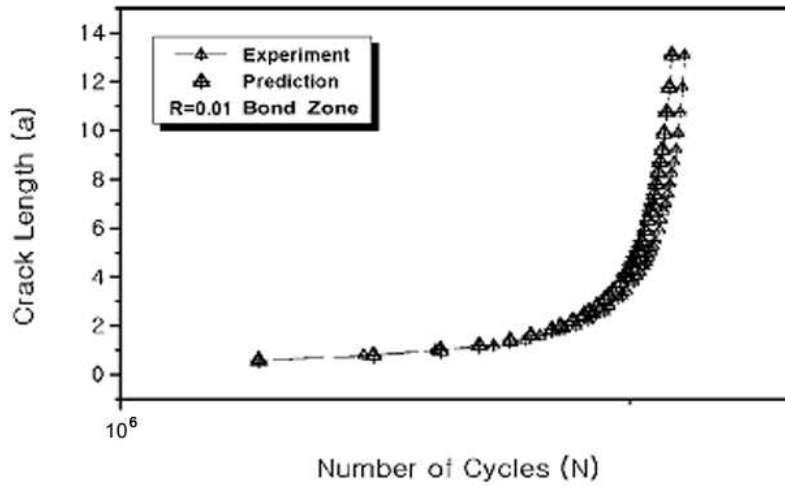


Fig. 4-22 Fatigue life prediction of  $a-N$  (Bond Zone,  $R=0.01$ )

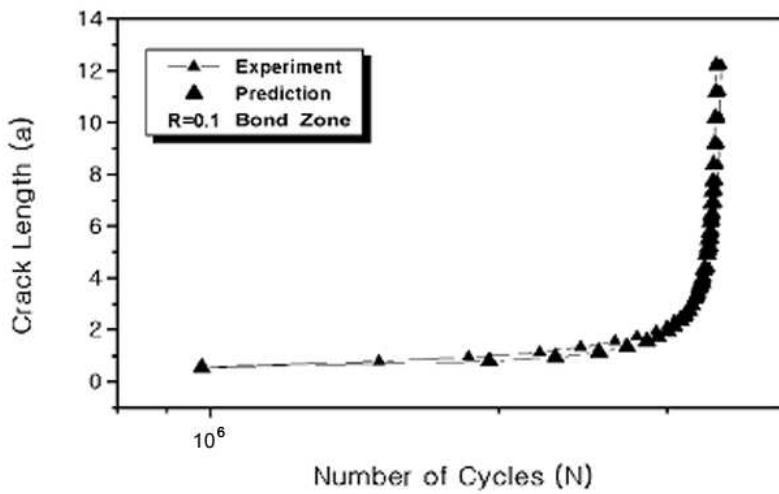


Fig. 4-23 Fatigue life prediction of  $a-N$  (Bond Zone,  $R=0.1$ )



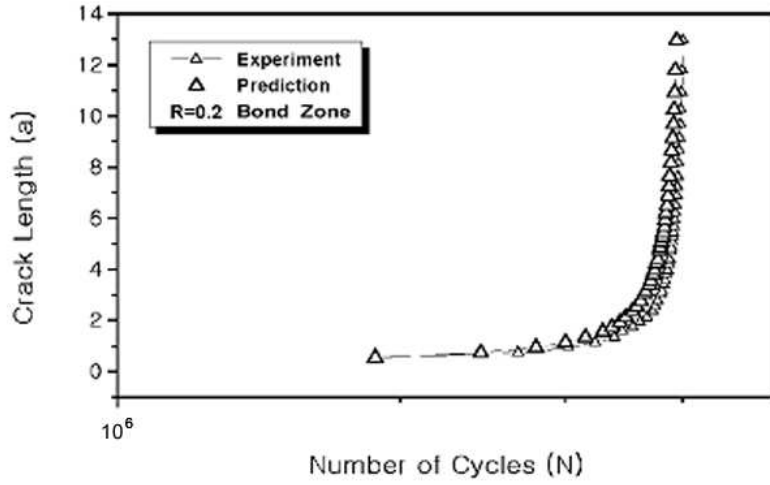


Fig. 4-24 Fatigue life prediction of  $a-N$  (Bond Zone,  $R=0.2$ )

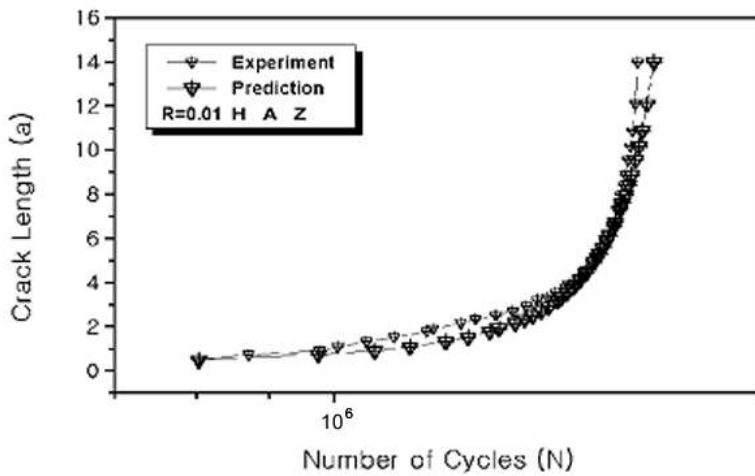


Fig. 4-25 Fatigue life prediction of  $a-N$  (HAZ,  $R=0.01$ )

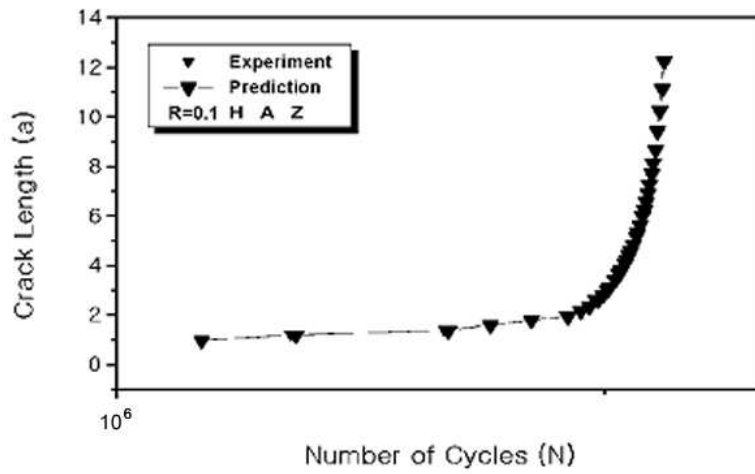


Fig. 4-26 Fatigue life prediction of  $a-N$  (HAZ,  $R=0.1$ )

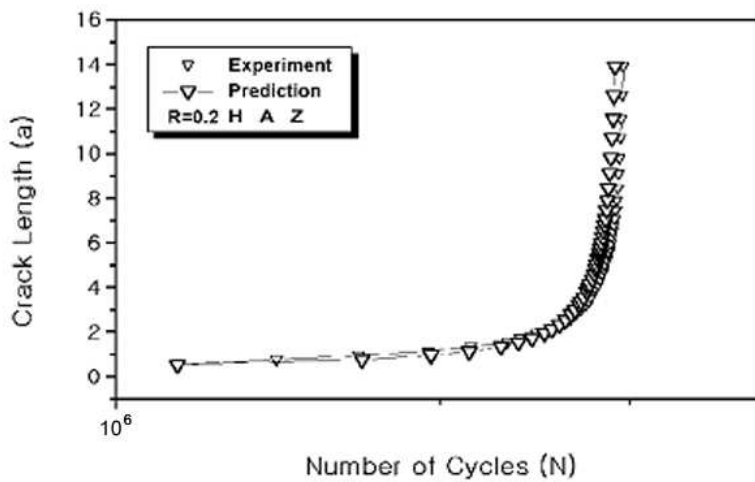
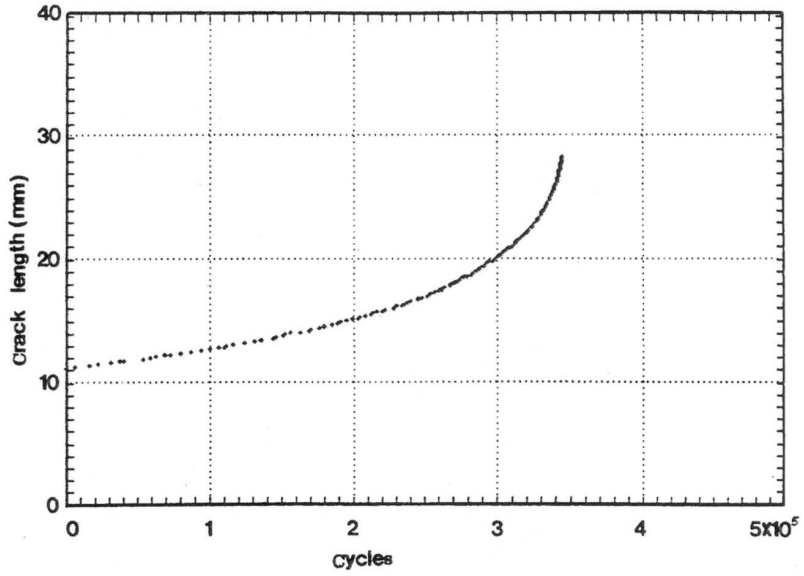


Fig. 4-27 Fatigue life prediction of  $a-N$  (HAZ,  $R=0.2$ )

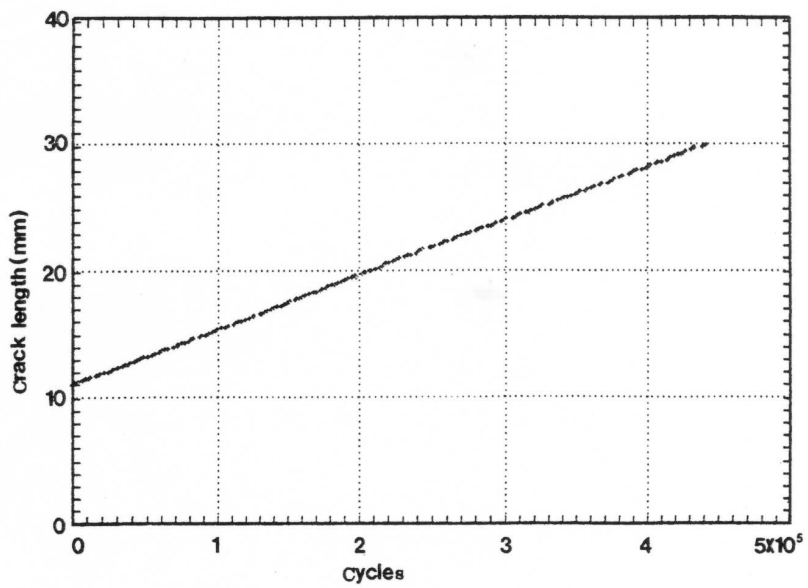
## 4.4 시험 방법에 따른 오차 평가

실험으로부터 얻어진 크랙길이와 사이클 수의 관계를 Fig. 4-28, 4-29에 나타냈다. Fig. 4-28은 일정  $\Delta P$  시험, Fig. 4-29는 일정  $\Delta K$  시험의 결과로, 특히, 일정  $\Delta K$  시험의 경우 크랙길이와 사이클 수의 관계가 거의 일직선상에 놓여 있는 것으로 보아 양호한 실험이 가능했다고 생각되어 진다.

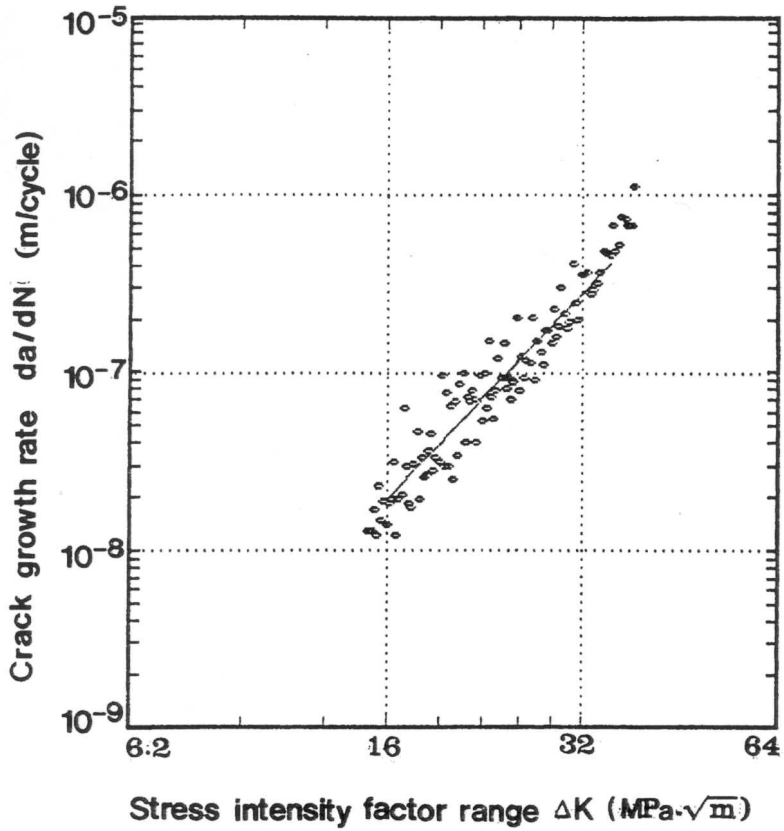
Fig. 4-30 4-31에 일정  $\Delta P$  시험에서 얻어진 크랙길이와 사이클 수와의 관계로부터 크랙진전속도와 응력확대계수범위의 관계를 구해 나타냈다. Fig. 4-30는 측정간격을 0.1mm로 하고 크랙진전속도  $da/dN$ 의 계산법<sup>(43)</sup>은 Secant법을 사용한 것이며, Fig. 4-31은 측정간격을 0.3mm로 하고  $da/dN$ 의 계산은 5점 다항식 근사법(5-point polynomial method)을 이용했다. 두 그림으로부터 알 수 있는 것처럼 측정간격과  $da/dN$ 의 계산법에 따라 많은 차이를 나타낸다.



*Fig. 4-28 Relation between crack length and cycle( $\Delta P$  constant test)*

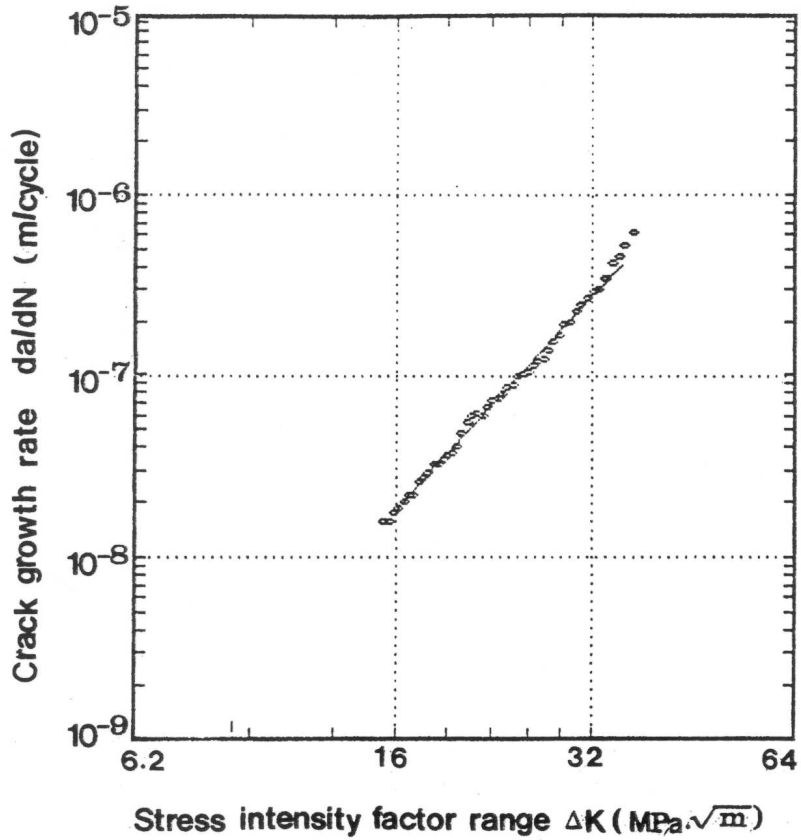


*Fig. 4-29 Relation between crack length and cycle( $\Delta K$  constant test)*



*Fig. 4-30 Relation between stress intensity factor range and crack*

*growth rate(measuring interval: 0.1mm,  $da/dN$  calculation: Secant method)*



*Fig. 4-31 Relation between stress intensity factor range and crack*

*growth rate (measuring interval: 0.3mm,  $da/dN$  calculation: 5-point polynomial method)*

D.F. Ostergaard들<sup>(38)</sup>은 측정간격 및 계산법의 차이로부터 가장 적절한 측정간격을 결정하기 위하여 크랙길이  $a$ 와 사이클 수  $N$ 으로부터 근사법을 이용하여 데이터간의 증분  $da/dN$ 을 구한다음 다시 이  $da/dN$ 으로부터 특정 길이사이의 사이클 수  $N$ 을 식 (1), (2)와 같이 수치적분을 통하여 계산했다.

$$W_i = \left( \frac{da}{dN} \right) \quad (1)$$

$$N = \int_{a_{i-1}}^{a_i} W_i da \quad (2)$$

즉, 계산된 이 값과 실제 측정된 사이클 수와의 오차를 계산해 이 오차가 가장 작은 것이 바람직한 것이라 했다. 여기서,  $W_i$ 는  $i$ 번째의  $da/dN$  값이다. 그 결과, 크랙진전속도 계산법 중 ASTM에서 권장하고 있는 7점 다항식 근사법(7 point polynomial approximation method)이 세칸트법(secant method)보다 오차가 크게 나타났으며, 이를 그대로 적용한다면 계산방법이 지극히 간단한 세칸트법을 이용하는 것이 낫다고 하는 결론에 이르게 된다. 그러나, 서론에서도 기술했듯이 크랙진전 제II영역에서는 일반적으로 Paris법칙을 적용하여 크랙진전속도를 나타내며, 실질적으로 이를 이용하여 수명을 예측하거나 안전을 평가하고 있는 것이 통례인 점을



고려하면 이들의 방식은 계산 그 자체로서는 의미를 가질지 모르나 실질적이고 물리적인 면에서는 그 의미가 대단히 희박하다고 생각된다. 따라서 본 논문에서는 다음과 같은 방법을 택했다.

식 (3)에 나타내는 Paris식<sup>(45)</sup>,

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (3)$$

을 실험 데이터에 적용하여 Paris식이 적용 가능한 크랙진전 제II영역에 대해 재료계수  $C, m$ 을 구한 뒤, 식 (4)로 부터, 크랙진전 제II영역 안의 첫 번째 크랙길이로부터 그 다음에 오는 크랙길이들 사이의 사이클 수  $N$ 을 수치적분(Simpson's method)을 이용하여 구한 다음 실제로 측정된 사이클 수와의 오차들을 계산해 그 평균값을 기록했다.

$$N_i = \int_{a_o}^{a_i} \frac{1}{C\Delta K^m} da \quad (4)$$

여기서,  $a_o$ 는 첫 번째 크랙길이이며,  $a_i$ 는 그 다음의 각각의 크랙길이이고  $N_i$ 는 그때의 사이클 수이다.

Fig. 4-32에 오차계산 결과를 나타냈다. 측정간격이 짧거나 길 경우는 오차도 크고,  $da/dN$  계산법에 따른 많은 차이를 나타내는 반면, 측정간격 0.3~0.6, 0.7mm에서는 오차도 작고 D.F. Ostergaard들의 결과와는 달리 계산법에 따른 차이도 적음을 알 수 있다.

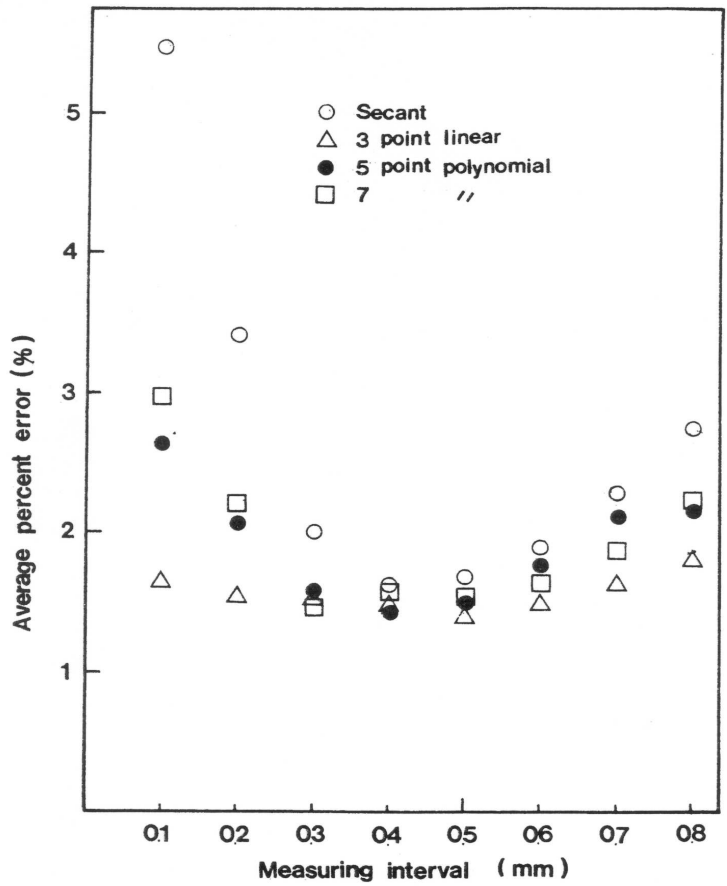


Fig. 4-32 Average percent error in calculating  $N$  from  $da/dN$  versus measuring intervals ( $\Delta K$  constant test)

다항식 근사법(polynomial approximation method)의 효력은 데이터가 곡선적인 변화를 나타낼 때 발휘된다. 일정  $\Delta P$ 시험에서는 Fig. 4-28과 같이 크랙길이와 사이클 수가 곡선적인 관계를 나타내므로 근사법의 차이가 나타나게 된다. 일정  $\Delta K$ 시험의 경우는 Fig. 4-29와 같이 크랙길이와 사이클 수가 선형적인 관계를 나타내므로 다항식 근사법은 별 의미를 가지지 못하며, 따라서, 가능한 한 계산법에 따른 오차의 차이를 배제한 측정간격의 영향을 평가할 수가 있다고 생각된다.

일정  $\Delta K$ 시험에서는 크랙진전속도가 일정하다. 따라서, 다음 식(5)와 같이 크랙길이 사이의 사이클 수를 구해 실제 측정된 사이클 수와의 오차를 구했다.

$$(N_i - N_o) = (a_i - a_o) \cdot (dN/da) \quad (5)$$

여기서,  $N_i$ 는 크랙길이가  $a_i$ 에서의 사이클 수이며  $N_o$ 는 크랙길이가  $a_o$ 에서의 사이클 수이다.  $(dN/da)$ 은 각 크랙길이에서의 크랙진전속도의 평균치의 역수이다.

Fig. 4-33에 계산된 오차를 나타냈다.

이상으로 2개의 실험결과와 계산으로부터 가장 적당한 측정간격은 0.3~0.7mm정도이며 이 측정간격에서는 계산법에 따른 오차평균의 차이도 그다지 영향을 받지 않음을 알 수 있다.

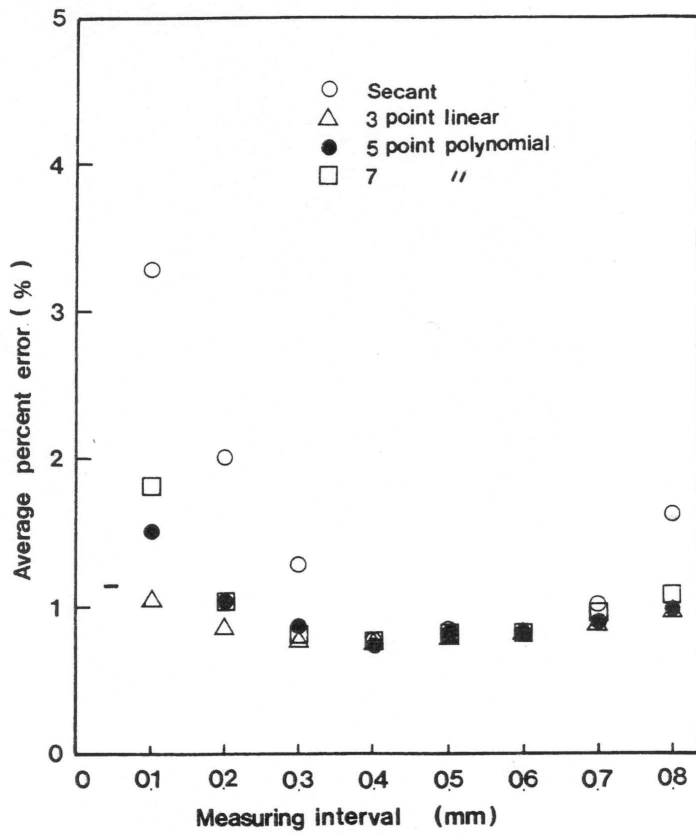


Fig. 4-33 Average percent error in calculating  $N$  from  $da/dN$  versus measuring intervals(  $\Delta K$  constant test)

위에서는 CT시험편의 경우에 대해서 논했으나 시험편의 크기에 따라 충분히 다를 것으로 생각된다. 본 계산에서는 기존의 실험데이터를 이용했다. 이 실험데이터는 JIS H4605 CL 13재의 시험편 폭 150mm, 두께 5mm의 CCT시험편으로 응력비 0.12, 하중폭 18.6kN의 시험에서 얻어진 것으로, 크랙길이의 측정은 육안으로 측정했으며 원래는 측정간격이 1~2mm정도인 것을 본 계산에 이용하기 위하여 spline 보간을 이용하여 측정 간격이 0.5mm가 되도록 수정을 가했다. Fig. 4-34에 4.6절과 동일한 방법으로 계산한 결과를 나타냈다. 비교적 Fig. 4-32과 비슷한 경향을 나타냄을 알 수가 있고, 적당한 측정간격은 1~2.5mm정도임을 알 수가 있다.

여기서, 시험편의 크기에 따른 차이를 배제하기 위하여 크랙길이 측정간격  $\Delta a$ 를 시험편 폭  $W$ 로 무차원화한 값  $\xi(\Delta a/W)$ 를 이용하면, 1~2.5mm이면  $\xi=0.0067\sim 0.017$ 이 되며, 앞의 CT 시험편의 경우 0.3~0.7mm이면  $\xi=0.006\sim 0.014$ 가 된다. 따라서 CT나 CCT 시험편에 관계없이  $\xi=0.0067\sim 0.014$ 를 측정간격으로 잡으면 오차가 작은 피로크랙 진전시험이 가능할 것으로 생각된다.

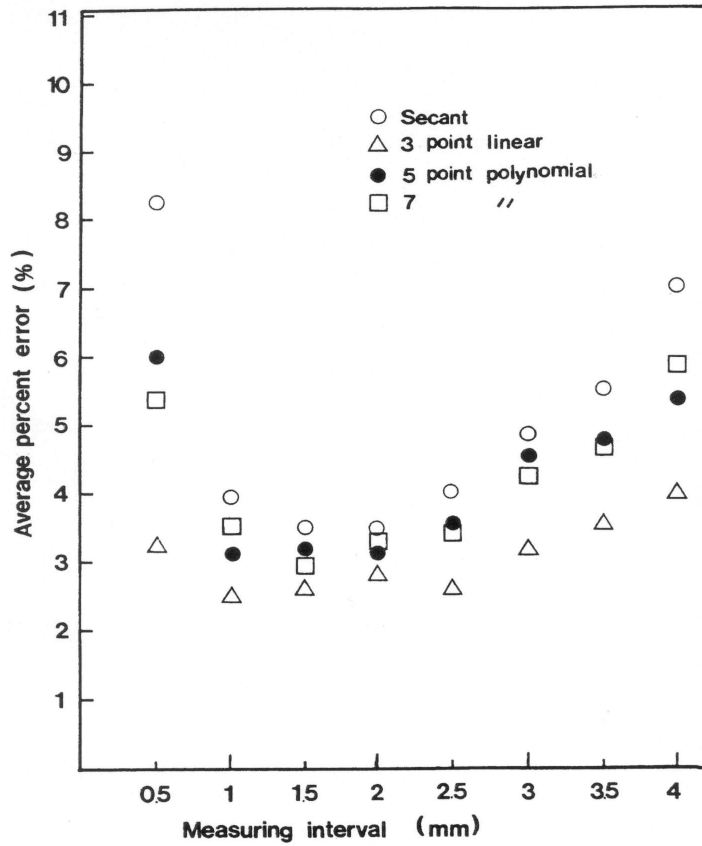


Fig. 4-34 Average percent error in calculating  $N$  from  $da/dN$  versus measuring intervals ( $\Delta P$  constant test; in case of CCT specimen)

## 제 5 장 결 론

본 연구에서는 발전소, 항공기, 선박 등의 구조물 재료로 많이 사용되는 티타늄합금의 용접특성 및 피로균열 전파거동을 고찰하기 위하여 일정한 크기로 기계 가공한 후, 여러 가지 용접조건으로 용접하여 기계적성질을 비교·검토하고 산업현장에 실제 적용되는 완전 구속상태의 용접 조건과 비구속 용접조건을 부여하여 잔류응력의 분포를 비교하였으며, 피로크랙 진전속도의 분포는 피로크랙 진전속도의 계산법 및 측정간격에 영향을 받으므로 이들 영향이 배제된 피로크랙 진전속도의 분포를 구하는 방법을 확립하기 위하여 일련의 피로크랙 진전시험 및 계산에 의해 적절한 크랙 길이 측정간격을 제시하였고 얻어진 결과를 종합하면 다음과 같다.

- 1) 4패스의 경우는 7패스에 비하여 인장강도가 15%정도 높게 나타났고 연신율은 38%정도 나타났으며 또한, 실드가스량이 용접 냉각 시간 간격이 길수록 인장강도는 높게 나타났고 연신율은 감소하였다.
- 2) 충격 흡수에너지값은 7패스가 4패스에 비해 45%정도 높게 나타났으며 실드가스량이 많을수록 높게 나타났으나, 경도값은 적을수록 높게 나타났으며, 용접시간 간격에는 그다지 영향을 받지 않음을 알 수 있었다.
- 3) 용접잔류응력은 구속용접의 경우가 비구속 용접일 때 보다 훨씬 높게 나타났고, 구속용접의 경우 y 방향의 잔류응력은 용접 비이드로부터 약 60mm 거리에서 인장잔류응력이 압축잔류응력으로 변화하였으며, 비구속 용접의 경우는 용접 비이드로부터 약 15mm 거리에

서 급속도로 압축잔류응력으로 변화하였다.

- 4)  $\Delta P$ 일정시험 및  $\Delta K$ 일정시험결과, 측정간격 0.3~0.7mm정도가 오차가 작고 D.F. Ostergaard 등의 결과와는 달리 크랙 진전속도의 계산법에도 그다지 영향을 받지 않는 적절한 간격으로 사료된다.
  
- 5) CCT 시험편의 실험데이터를 이용하여 오차평가와 CT 시험편의 오차평가를 종합적으로 검토한 결과, CT나 CCT 시험편에 관계없이  $\{(\Delta a / W) = 0.067 \sim 0.014$ 를 측정간격으로 잡으면 오차가 작은 피로시험이 가능하다.
  
- 6) 본 재료에 실험으로부터 얻어진 재료상수를 이용하여 Nisitani의 피로크랙 진과속도 예측식에 적용하여 피로수명을 예측한 결과 노치 위치 및 하중비에 관계없이 약 6% 내외의 낮은 오차를 보이며 잘 일치함을 알 수 있었다.



## 참고문헌

- (1) Schönherr, W. W., 1971, "Analysis based on cases of damage involving brittle fracture collocated by the SC XD of the IIW", proceedings of the First International Symposium on the Precution of cracking in Welded Structures based on recent Theoretical and Practical Knowledge in Tokyo, The japan Welding Society, pp.IA1.5-IA1.11
- (2) 宋森弘外 3人, "低炭素マルテソサイト組織の疲れ舉動におよぼす舊オスナイト結晶粒度の影響", 日本機械學會論文集, 第39卷, 第324號, pp.2291-2298, 1973.
- (3) J. J. Bush., "Microstructural and Residual Stress Changes in Hardened Steel due to Rolling Contact", Trans, ASME, Vol.54, pp.390-398, 1961.
- (4) 徐昌敏, 金楨圭, "破面解析과 그 應用(Ⅲ)", 大韓機械學會誌, Vol. 24, No. 3, pp. 193-202, 1982.
- (5) Yoo., 맞대기 鎔接部の 機械的 性質에 미치는 어니일링 效果에 關한 研究, 공학석사학위논문, 인하대학교 대학원 기계공학과, 1981.
- (6) Lee., 연강판(SS41)을 Arc welding할 때 groove angle 변화에 따른 인장강도의 실험적 고찰, 공학석사학위논문, 조선대학교 산업대학원 산업공학과, 1982.
- (7) Yang., 맞대기 용접이음부의 강도에 미치는 홈형상의 영향에 관한 연구, 공학석사학위논문, 부산대학교 대학원 조선공학과, 1995.
- (8) Lee., Kim, "Al 5083 Butt 용접시 개선각에 관한 연구", 대한용접학회 특별강연 및 춘계학술발표 개요집, pp. 222-225, 1994.

- (9) Yun., Kim., Park., “아크 용접봉 피복제의 함수량이 용접금속의 기계적성질에 미치는 영향”, 대한용접학회지, Vol. 2, No. 1, pp. 30-40, 1984.
- (10) Shin., 鋼 鎔接後 鎔接部가 機械的 性質에 미치는 영향에 關한 研究, 공학석사학위논문, 청주대학교 산업 경영대학원 공업재료공학과, 1989
- (11) Masubuchi, K., 1980, "Analysis of Welded Structures", Pergamon Press, Oxford
- (12) Gurney, T, R., 1968, Fatigue of Welded Structures, Cambridge University Press, London
- (13) G. E. Normark, L. N. Muller and R. A. Kelsey, "Effect of Residual Stress on Fatigue Crack Growth Rate in Weldments of Aluminium Alloy 5456 Plate", ASTM STP 776, pp. 44-62, 1982.
- (14) G. R. Irwin, "Analysis of Stresses and Strain Near the End of a Crack Traversing a Plate", Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, p. 361, 1951.
- (15) Kitagawa, H., Suh., C. M., "Crack Growth Behavior of Fatigue Microcracks in Low carbon Steels", fatigue Fracture Engineering material Structure, Vol. 9, No. 6, pp.409-424, 1987.
- (16) 西谷弘信, 皮籠石 紀雄, “低炭素の高溫回轉曲げにおける微小疲労き裂傳ば則”,日本機械學會論文集(A編), 第54卷, 第491號, pp. 1163-1166, 1987.
- (17) 西谷弘信, 皮籠石 紀雄, “低炭素の高溫回轉曲げにおける微小疲労き裂傳ば則”,日本機械學會論文集(A編), 第54卷, 第500號, pp. 663-669, 1988.

- (18) Frost, N. e., "Effects of Mean Stress on the Rate of Growth of Fatigue Cracks in Sheet Materials", J. of Mechanical Eng. Science, Vol. 4, No. 1, pp. 22-35, 1989.
- (19) Wareing, J., "Fatigue Crack Growth in a Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperatures", Metallurgical Transactions A, Vol. 6A, pp. 1367-1377, 1975.
- (20) 二瓶, 佐木, "Statistical analysis for correlation between the scatter of fatigue strengths and that of the reinforcement shape of SM50A butt welded joint", 日本溶接學會誌, Vol, 45 No. 1, pp, 54-60, 1976.
- (21) 吉田 進 金尾正雄 , "Effect of size and frequency on fatigue properties of SM50B butt welded joint", (일본)溶接學會誌, Vol, 47, No. 9, pp. 627-632, 1978
- (22) Paris, P.C., 1963, The Growth of fatigue cracks due to variation in load, Ph.D.Thesis, Lehigh University
- (23) 木村, Tiの現状と將來, 金屬學會會報, p. 16, 1997
- (24) 日本溶接協會規格, 溶接作業標準, WES 7102, 1983
- (25) 宋 森弘, 國尾 武, 1974, "高強度鋼のミクロ領域に おける 疲勞き裂 生成科程", 日本 機械學會 論文集, Vol.40, No.334,pp.1503-1510, 1974
- (26) 木材 : Tiの現状と將來, 金屬學會會報, 16 (1997), 829
- (27) 田中榮, 秋田.. 小林信之 第8卷, 第2號, pp. 56~73, 1973.
- (28) D. A. Virkler, B. M. Hillberry and P. K. Goal, "The Statistical Nature of Fatigue Crack Propagation, "Trans, ASME, Vol. 101, pp. 148~152, 1979.

- (29) 酒井..雄, 田中道七, ...第28卷, 第312號, pp. 880~886, 1979.
- (30) 島田住弘, 中川..., 第33卷, 第367號, pp. 475~481, 1984.
- (31) 北川英未, 權在度, ... 第52卷, 제480號, pp. 1749~1759, 1986.
- (32) F. Kozin and J. L. Bogdanoff, "A Critical Analysis of Some Probabilistic Models of Fatigue Crack Growth," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 14, No. 1, pp. 59~89, 1981.
- (33) Keith Orits, Anne S. Kiremidjian, "Stochastic Modeling of Fatigue Crack Growth", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 29, No. 3, pp. 317~334, 1988.
- (34) 윤한용, "피로크랙 진전수명의 확률특성에 관한 연구(1) - 초기크랙 길이 분포의 영향", *대한기계학회논문집 제14권, 제1호*, pp. 138~144, 1990.
- (35) 윤한용, "피로크랙 진전수명의 확률특성에 관한 연구(2) - 크랙진전 속도의 분포", *대한기계학회논문집, 제14권, 제6호*, pp. 1561~1567, 1990.
- (36) 윤한용, "피로크랙 진전수명의 확률특성에 관한 연구(3) - 크랙진전 속도의 불확정성 평가수법", *대학기계학회논문집, 제15권, 제5호*, pp. 1635~1639, 1991.
- (37) 尹漢鏞, "... 東京大學博士學位論文, p. 164, 1988.
- (38) D. F. Ostergaard, J. R. Thomas and B. M. Hillberry, "Effect

- of  $\Delta\alpha$ -Increment on Calculating  $da/dN$  from a versus  $N$  data",  
ASTM STP 738pp. 194~204, 1981.
- (39) 日本溶接協力規格：溶接作業標準，WES 7102 (1983)
- (40) A. A Griffith, "The Phenomena of Rupture and Flow in Solides",  
Phil. Trans. Roy. Soc, London, Series A, Vol. 221, p. 163, 1920.
- (41) A. A. Griffith, "The Phenomena of Rupture and Flow in Solides",  
Phil. Trans. Roy. Soc, London, Series A, vol. 221, p. 163, 1920.
- (42) E. Orowan, "Energy Criteria of Fracture", Welding Journal, vol.  
34, pp. 1575~1582, 1955.
- (43) G. R. Irwin, "Analysis of Stresses and Strain Near the End of a  
Crack Traversing a Plate", Trans. ASME, vol. 24, pp. 1361~1373,  
1957.
- (44) H. M. Westergaard, "Bearing Pressures and Cracks", Trans.  
ASME, J. Apple. Mech., vol. 6, pp. 49~53, 1939.
- (45) P. C. Paris, F. Erdogan, "A Critical Analysis of Crack  
Propagation Laws", J. Basis Engineering. Trans. ASME, Vol. 85,  
No. 4, p. 528, 1963.
- (46) H. O. Fuchs, R. I. Stephens, "Metal Fatigue in Engineering",  
New York, A Wiley-interscience Publication John Wiley & Sons,  
pp. 37~39, 1980.
- (47) Richard W. Hertzberg, "Deformation and Fracture  
Mechanics of Engineering Materials-2th Edition", John Wiley &

Sons, Inc., pp. 548~573, 1980.

- (48) David Broek, "Elementary Engineering Fracture mechanics", 4th ed. Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, pp. 260~298, 1986.
- (49) Richard W. Hertzberg, "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials-2th Edition", John Wiley & Sons, Inc., pp. 519~618, 1980.
- (50) A. S. Tetelman, A. J. McEvily, "Fracture of Structural Materials", John Wiley & Sons, Inc., New York, pp. 347~402, 1967.
- (51) Julie A. Bannantine, Jess J. Cdmer & James L. Handrock, "Fundamentals of Metals Fatigue Analysis", Prentice-Hall Inc., New Jersey, pp. 83~114, 1990.
- (52) H. O. Fuchs, R. I. Stephens, "Metal Fatigue in Engineering", New York, A Wiley-interscience Publication John Wiley & Sons, Inc., pp. 89~93, 1980.
- (53) 西谷弘信, 森光武., 日本機械學會論文集, 第42卷, 第354號, pp. 328~334, 1976.
- (54) A. Head, "The Growth of Fatigue Crack", Philosophical Magazine, 44, Series 7, p.925, 1953.
- (55) E. Frost and D. E. Dugdale, "The Propagation of Fatigue Crack in Sheet Specimen", J. of the Mech. and Phys. of Solids, 6 (2), p.92,

1958.

- (56) H. W. Liu, "Crack Propagation in Thin Metal sheets Under Repeated Loading", J. Basic Engrg., Trans. ASME, 83 (23), p.23, 1961.
- (57) H. Nisitani, "Unifying Treatment of Fatigue Crack Growth Laws in Small Large and Non-propagating Cracks", Mechanics of Fatigue - AMD, ASME, Vol. 47, pp. 151~166, 1981.
- (58) H. Nisitani and M. Goto, "A Small Crack Growth Law and Its Application to the Evaluation of Fatigue Life. - The Behaviour of Short Fatigue Crack", EGF, Mech. Eng. Pub. 1, p.461, 1986.
- (59) 김태영, 반자동용접재료의 선택법과 사용법, 기전연구소, 1990. 1. 20, PP99-300
- (60) 선급 및 강선규칙, 제 2편 재료 및 용접, 한국선급, 1998 Vol. 2, pp. 58-59
- (61) 中村 宏, 恒成, 利康, 堀川 武, 岡崎 章三, 1983, 機械の疲勞壽命設計, 養賢堂, 東京