

알루미늄 합금 熔接部の 疲勞龜裂成長舉動에 關한 破壞力學的 研究

차용훈*, 김덕중**

A Fracture Mechanics Study on the Fatigue Crack Growth Behaviors in Aluminum Alloy Weldments

Cha Yong-Hoon* · Kim Duck-Joong**

Key Words : Fatigue crack growth (피로균열성장), Welding residual stress (용접잔류응력), Fracture mechanics(파괴역학), HAZ(열영향부), PWHT(용접후열처리)

Abstract

The objective of this study is to investigate the influence of welding residual stresses on the fatigue crack growth behavior of cracks located transverse to the weld bead. For this purpose, G.T.A. (Gas Tungsten Arc) welding was performed on the Al alloy 1100-O plate and the same initial crack is made on HAZ(Heat Affected Zone), weld metal and base metal respectively. Specimens were used CT(Compact Tension) specimens. Initial welding residual stresses were measured by using strain gage sectioning method. All specimens were tested under constant amplitude load with stress ratio $R=0.1$. It is possible to predict fatigue crack growth behaviors and the fatigue life, using numerical analysis together with distribution of initial residual stress and the values of C and m obtained from $da/dN = \Delta K$

1. 서 론

용접에 의한 접합은 단조나 리벳이음등 다른 접합방법에 비하여 용접시의 재료 및 경비의 절감, 높은 이음 효율, 공수의 감소, 뛰어난 유밀성, 기밀성, 수밀성 등

의 많은 장점들이 있어 조선, 자동차, 차량, 기계, 배관, 압력용기 및 저장탱크 등의 기계공업분야에 널리 이용되고 있을 뿐만아니라 항공기, 로켓, 미사일공업에도 필수 의 수단이 되어 광범위한 분야에 사용되고 있다⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾.

그러나 용접시 발생하는 용입불량, 불순물혼합, 기포,

* 조선대학교 기계공학과 (수송기계부품공정자동화연구센터)
** 동아전문대학 자동차정비과

슬래그개재 등의 영향으로 용접부위에 균열이 발생되어 취성파괴를 초래하고 있다.

또한 단시간의 국부적인 가열에 따르는 열응력, 냉각 시의 수축으로 인한 잔류응력 및 뒤틀림의 발생등이 주된 문제가 되고 있다⁽⁴⁾. 특히 용접으로 인하여 발생한 균열은 반복하중에 의하여 쉽게 성장하여 결국 구조물의 파괴를 야기시키기도 한다.

잔류응력은 이런 피로균열의 성장거동에 상당한 영향을 미치는 것으로 알려져, 이에 대한 많은 연구가 활발히 진행되어 왔다^{(5)~(9)}. 일반적으로 용접재에 존재하는 균열은 용접선에 평행한 균열과 용접선에 수직인 균열로 크게 나누어 생각할 수 있다.

용접부에 존재하는 잔류응력이 피로균열 성장거동에 미치는 영향에 관한 연구들을 살펴보면 균열이 용접선에 수직으로 진전하는 경우, 대부분의 연구자들^{(10)~(13)}은 예균열(pre-crack)의 위치가 HAZ 부분에 있는 경우에 대하여서만 연구대상으로 삼아왔다.

예균열의 위치가 HAZ부 뿐만아니라 용접금속 및 모재의 균열에 대해서도 그 연구가 필요하다고 생각된다. 이 경우 균열이 성장함에 따라 용접부위에 분포되어 있는 용접잔류응력의 재분포 현상을 정량적으로 평가할 수 있을 뿐만아니라, 더욱 효율적으로 용접재에서 피로균열 성장거동을 예측할 수 있을 것으로 생각된다.

따라서 본 논문에서는 중량에 비하여 강도가 높고 내식성이 우수할 뿐만아니라, 타 금속과 합금이 잘되고 상온 및 고온가공이 용이한 장점 등이 있어 해양구조물, 화학장치산업 및 항공산업에 많이 쓰이기 시작한 알루미늄합금의 용접재에 대하여 용접잔류응력이 피로균열성장거동에 미치는 영향을 파괴역학적으로 검토하고자 한다.

2. 실험

2.1 시험편

본 연구의 실험 재료는 내산성에 강한 장점이 있어 화학장치산업의 압력용기, 저장탱크 및 열교환기 제작에 많이 사용되는 풀림열처리 상태의 알루미늄합금 Al 1100-O 판재이며 판 두께는 5mm를 사용하였다. 재료의 기계적 성질과 화학적 성분은 Table 1 및 Table 2와 같다.

Table 1 Mechanical properties of parent metal

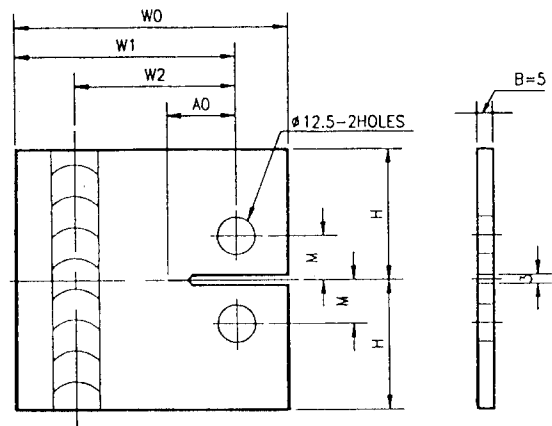
Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Young's modulus (GPa)	Shear modulus (GPa)
34	90	35	68.95	26.02

Table 2 Chemical compositions of parent metal(wt. %)

Si·Fe	Cu	Mn	Zn	Other elements	Al
0.95	0.05~0.02	1.0~1.5	0.10	0.15	99.00

용접판재로부터의 피로시험용 시험편의 제작은 ASTM E647-83⁽¹⁴⁾에 제시된 CT(Compact Tension) 시험편에 준하여 제작하였다.

Fig.1은 용접재 시험편의 형상과 치수이다. 즉, 열영향부 시험편은 예균열이 Fusion line에서 9mm 떨어진



UNIT : mm

Configurations of specimen	W0	W1	W2	H	M	A0
HAZ	87	70	38.5	42	14.25	22
Weld metal	87	70	31.5	42	14.25	22
Base metal	87	70	63.0	42	14.25	22

Fig.1 Dimensions and configuration of HAZ, Weld metal

시험편이고 용착부 시험편은 예균열이 Fusion line에서 2mm 떨어진 시험편이다. 그리고 Base metal 시험편은 예균열이 비이드부에서 34mm 떨어진 시험편이다.

균열길이의 측정을 위해 기계가공된 시험편의 표면을 사포 #1200 까지 연마하고 산화알루미늄 분말을 사용하여 최종연마한 후 하이트 게이지로 예균열선단으로 부터 직각 방향에 0.5mm 간격으로 표시하였으며 용접선을 육안으로 확인하기 위해 20% NaOH (sodium hydroxide) 용액에 반응시켰다⁽¹⁵⁾. 시험편의 용접은 용접시 용접에 따른 변형의 발생을 억제하기 위하여 지그(jig)를 사용하여 시험편에 구속을 준 상태에서 맞대기 용접을 실시하였다.

용접은 비용극식 불활성 아아크용접(gas tungsten arc welding)으로 하였다. 용가재는 모재와 같은 재질의 $\phi 2.4\text{mm}$ 및 $\phi 4.7\text{mm}$ 의 AWS(American Welding Society) ER. 1100 용접봉을 사용하였으며, 용가재의 화학적 성분은 Table 3과 같다.

Table 3 Chemical compositions of filler metal

(wt.%)

Cu	Mn	Zn	Al
0.05~0.20	0.05	0.1	99.00 min

알루미늄합금 판재를 100mm×900mm의 규격으로 절단하였으며 절단된 판재를 밀링으로 60° 개선각을 가공

한 뒤, 모재의 이음 부분은 용접 직전에 표면의 녹, 스케일, 산화물등 이물질이 용접결합의 원인이 되지 않도록 스테인레스 브러시 및 연마포(#240)로 용접 부위를 깨끗이 한 후, 기공의 원인이 되는 습기를 방지하기 위해 온도 200°C 정도에서 1 시간이상 용접봉 건조로에서 충분히 용접봉을 건조시켰다.

용접은 Table 4와 같이 AWS CODE⁽¹⁶⁾ 규정에 따라 실시하였으며 시일드 가스는 아르곤 가스를 사용하였다.

Table 4 Conditions of GTA butt welding

Electrode Dia.(mm)	Filler Metal Dia.(mm)	Welding position	Current (A)	Voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Argon flow (cm/min)
332	1Pass $\phi 2.4$	Flat	260	25.3	200	20
	2Pass $\phi 4.7$					

용접이 끝난 판재는 비파괴시험법의 방사선투과시험을 실시하여 KS-D-0242 합격 기준에 따라 용접결합이 없는 부분을 시험편으로 채취하였다.

시험편의 일부 용접판재는 용접시 발생한 잔류응력을 제거하기 위해서 풀림(annealing)처리를 하였다. 용접 후열처리는 용접상태의 시험편을 가열 속도 180°C/hr로 450°C까지 가열한 후 30분 동안 유지한 다음 냉각하였다.

2.2 실험방법

본 연구에 사용된 시험기는 Shimadzu사에서 제작된 10톤 용량의 유압식 피로시험기로서 하중을 $\pm 0.5\text{ kg}$ 내에서 조정할 수 있다. 균열길이의 측정은 하이트 게이지를 사용하여 0.5mm 간격으로 표시한 시험편을 0.01mm까지 측정이 가능한 이동식 현미경(traveling microscope)을 이용하여 사이클(cycle) 진행에 따른 균열의 성장거동을 관찰하여 균열길이를 측정하였다.

피로시험은 ΔP -일정 피로시험으로써 ASTM E647-83⁽¹⁴⁾에 준하였으며 일정하중폭(constant load range)하에서 수행하였다. Pmax은 용접재의 약 $0.2\sigma_y$ 이하인

180kg으로 하였으며 상온에서 실험하였다.

피로시험시 예균열은 본 실험시의 최대하중보다 20% 큰 하중에서 부터 5%씩 감소시키면서, 기계가공 노치(notch)로부터 약 2.5mm의 예균열(pre-crack)을 넣었으며, 전체 초기균열길이를 22mm로 하여 본 실험을 하였다. 피로시험 조건은 Table 5와 같다.

Table 5 Experimental conditions of fatigue test

Specimen type	P _{max} (kg)	P _{min} (kg)	ΔP (kg)	Load ratio	Frequency (Hz)	Control mode	Wave form	Temperature (°C)
CT	180	18	162	0.1	20	Load	Sine	R.T.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 경도 및 잔류응력의 분포

Fig. 2은 용접재 및 용접후열처리재에 대하여 마이크로비커스(microvickers) 경도계로 측정된 경도분포를

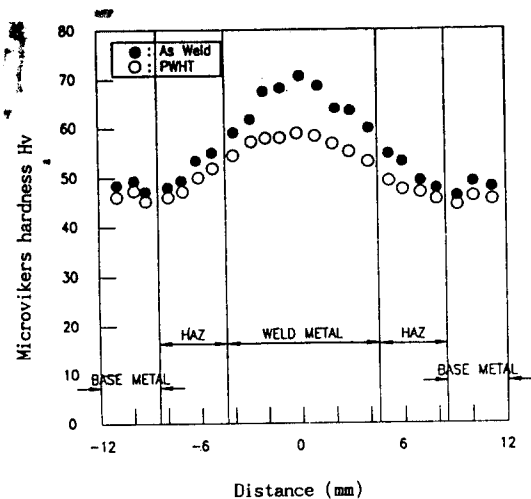
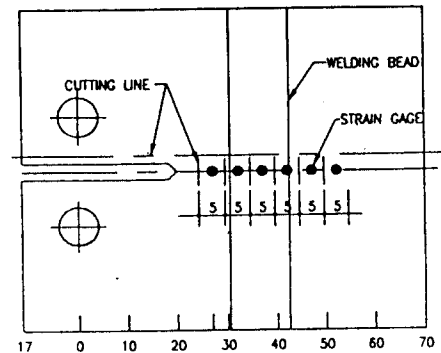


Fig. 2 Hardness distribution in the weld plate

나타낸 것으로, 그림에서 보면 용접재(as weld)의 경우는 용접금속(weld metal)부의 경도분포가 열영향부(HAZ) 및 모재(base metal)보다는 훨씬 높게 나타났으며, 최고 경도치를 갖는다. 용접잔류응력을 제거한 용접후열처리재(PWHT)의 경우에도 경도치는 용접재보다는 낮게 나타났으며, 경도분포는 비슷한 양상을 보여주고 있다.

피로균열이 용접선에 수직으로 성장하는 경우의 용접 시험편과 용접후열처리시험편의 잔류응력측정은 Fig.3와 같이 절단법(SGSM)에 의하여 각각의 시험편에 대한 잔류응력을 측정하였으며, 측정된 결과는 Fig.4~6과 같다.



Distance from centerline of the holes (mm)

Fig. 3 Strain gage sectioning method for measuring welding residual stress

Fig.4는 열영향부 시험편 즉, Fusion line이 예균열선단으로부터 9mm 떨어진 경우에서의 잔류응력 분포인데 균열선단 근방에서는 압축잔류응력이 분포하고 있으며, 용착부 중앙에서 최고 인장잔류응력값을 갖는다.

Fig.5는 Weld metal 시험편으로 예균열의 위치가 Fusion line에서 2mm 떨어진 경우의 잔류응력 분포인데, 균열선단 근방에서는 압축잔류응력이 분포하고 있지만, 최고 인장잔류응력값은 용접부에서 약간 떨어진 곳에 위치하고 있다.

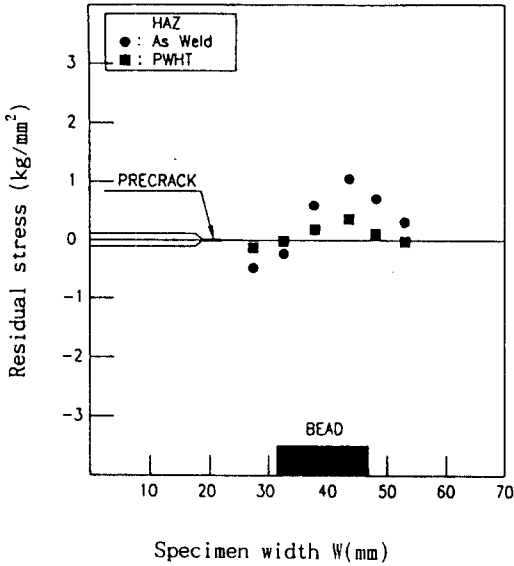


Fig. 4 Initial distribution of residual stresses in HAZ

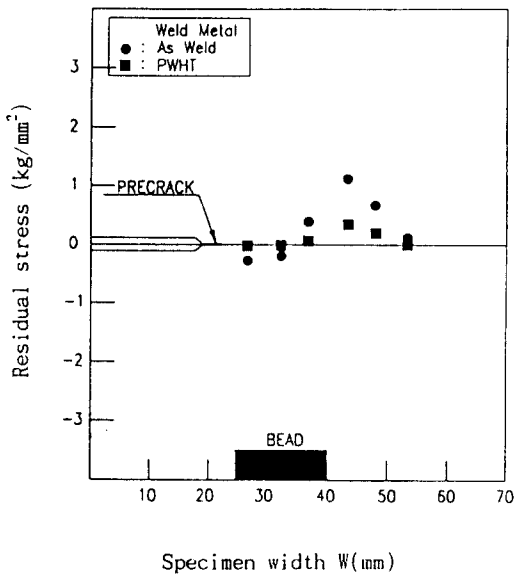


Fig. 5 Initial distribution of residual stresses in Weld Metal

Fig.6은 Base metal 시험편으로 예균열의 위치가 Fusion line에서 34mm떨어진 경우에서의 잔류응력 분포로 균열선단 근방에서는 압축잔류응력의 영향을 크게

받으며, 용접부 근방에서는 인장잔류응력이 분포하는데, 이는 잔류응력이 압축잔류응력장에서 인장잔류응력장으로 변화되어가고 있음을 나타낸다. 따라서, 용접재 CT 시험편에서의 초기용접잔류응력 분포는 피로균열선단으로부터 용접선이 위치한 거리에 따라 잔류응력의 분포가 다르게 나타났으며, 대체적으로 균열선단 근방에서는 압축잔류응력장이 형성됨을 알 수 있다.

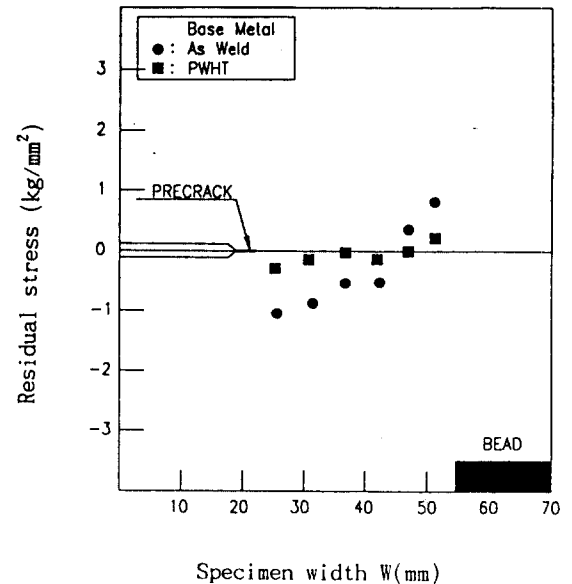


Fig. 6 Initial distribution of residual stresses in Base Metal

Fig.4~6에서의 용접후열처리재 시험편에 대한 용접 잔류응력을 측정 한 결과를 보면, 용접잔류응력은 상당한 정도까지 완화되었으나, 완전히 제거되지는 않았으며 이때의 용접잔류응력의 분포는 용접재시험편의 용접잔류응력의 분포 경향과 비슷하게 나타났다.

3.2 a-N 관계 고찰

피로균열 성장거동의 해석은 피로를 받는 구조물의 최소 피로수명을 예측하고 안전검사 구간을 결정하기 위하여 고려해야 할 중요한 특성으로, 피로파손 양이 균열 길이 양으로 직접 표시되고 있다.

Fig.7~8에 각 시험편의 a-N 곡선을 나타냈는데, 여

기에서 각 시험편의 최종 파단시까지의 반복수는 Base metal 시험편에서 가장 많고, Parent metal, HAZ 및 As weld 시험편 순으로 나타났다.

초기 균열성장 개시에 소요된 반복 사이클수는 용접재의 Base metal 시험편이 가장 많았고 다음은 모재 시험편(parent metal) 그리고 As weld 및 HAZ 시험편은 비슷하였다. 이와 같이 하중 반복수가 다르게 나타나는 이유는 용접시 열원에 의해 용착부와 열영향부의 조직변화 및 경도차이 등 여러가지 요인이 있을 것으로 생각되지만 특히 균열선단에서의 초기잔류응력의 분포가 주된 요인으로 사료된다.

결론적으로 Base metal 시험편의 경우 초기압축잔류응력의 영향으로 균열성장에 많은 시간이 소요되었으며, 인장잔류응력의 영향을 받고 있는 열영향부, 용착부의 경우는 모재보다 균열이 빠르게 성장하였다. 이 실험결과는 다른 연구자들의 연구결과와도 잘 일치한다⁽¹¹⁾⁽¹⁸⁾.

Fig.9~10은 용접재와 잔류응력을 제거한 용접후열처리한 시험편을 Parent metal 시험편과 비교하기 위하여 a-N 선도를 Plot한 것인데, 용접후열처리재의 경우 열영향부, 용착부 그리고 Base metal 시험편이 Parent metal 시험편의 피로수명에 거의 근접함을 알 수 있다.

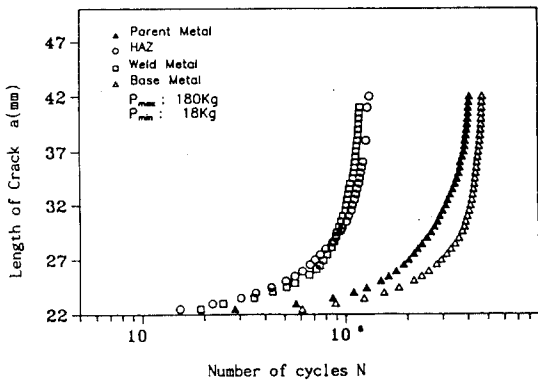


Fig. 7 a-N curves obtained from experiment(as weld state)

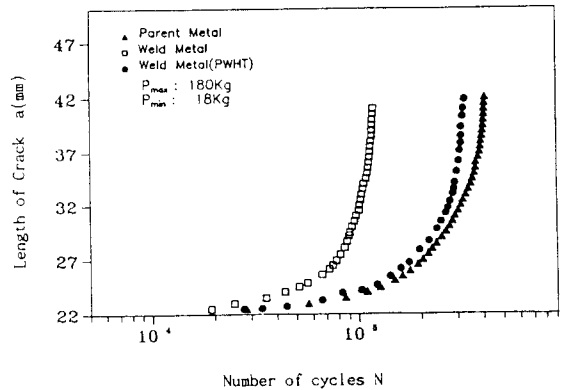


Fig. 9 a-N curves obtained from weld metal experiment

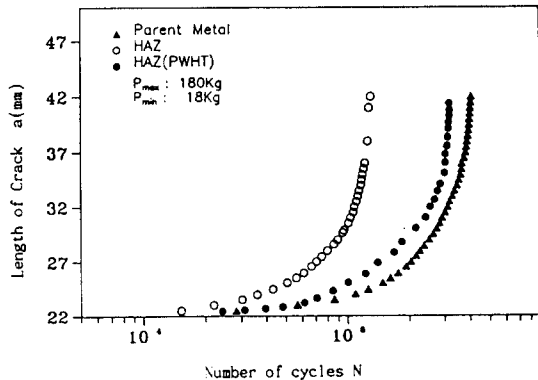


Fig. 8 a-N curves obtained from HAZ experiment

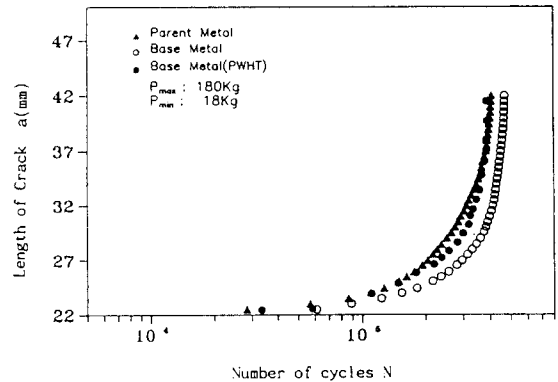


Fig. 10 a-N curves obtained from base metal experiment

3.3 da/dN - ΔK 관계 고찰

Fig.11~14는 용접재 및 용접후열처리재의 피로시험을 통해 얻어진 a-N 데이터로부터 구한 피로균열 성장속도(da/dN)를 응력확대계수 변동범위(ΔK)에 대하여 log-log좌표로 나타낸 것이다.

그림에서 보면 열영향부 및 용착부 시험편의 경우 Parent metal과 비교해보면 동일한 ΔK영역에서 피로균열 성장속도가 크게 나타나는 것을 볼 수 있는데, 이는 균열선단에 존재하는 인장잔류응력의 영향이 있기 때문으로 생각된다.

그리고 용접선이 초기균열선단으로 부터 34mm 떨어진 Base metal 시험편에서는 초기압축잔류응력의 영향으로 동일한 ΔK영역에서 피로균열 성장속도가 Parent metal시험편 보다 낮게 나타났다. 또한, 균열성장초기에는 압축잔류응력의 영향으로 균열성장속도가 지연되다가 인장잔류응력장에 도달되기 전에 모재(parent metal)시험편과 비슷한 성장속도를 나타냈는데 이는 반복하중으로 인하여 피로균열이 성장함에 따라 잔류응력이 이완되기 때문이라고 생각된다.

Table 6은 da/dN - ΔK 관계로 부터 각 시험편의 안정성장영역에서 구한 C, m값을 나타낸 것이다.

Table 6 C, m values obtained from da/dN-ΔK relations

Specimen type	C	m
Parent metal	0.109130×10^{-9}	4.03286
HAZ	3.709370×10^{-10}	3.96094
Weld metal	1.985360×10^{-21}	12.2884
Base metal	1.496260×10^{-15}	7.48529

용접재의 기울기 m값은 Weld metal시험편의 경우 약 12.3으로 가장 크고 다음이 Base metal (m=7.49), HAZ (m=3.96)시험편의 순이었다.

용접후열처리재에서는 HAZ, Weld metal, 그리고 Base metal시험편의 피로균열 성장속도는 용접잔류응

력의 완화로 Parent metal에 거의 근접하였으며, da/dN-ΔK 관계로 부터 구한 C와 m값은 Table 7에 나타났다. 용접후열처리재의 기울기 m값의 분포는 4.0520 ~ 11.8421로 용접재와 비슷하였으나 C값에는 차이가 있었다. 따라서 잔류응력은 기울기 m 값에는 거의 영향이 미치지 않았으며, 피로균열의 안정성장영역에서는 Paris 법칙인 $da/dN=C(\Delta K)^m$ 을 잘 만족하였다.

Table 7 C, m values obtained from da/dN-ΔK relations (PWHT)

Specimen type	C	m
HAZ	1.209264×10^{-10}	4.05208
Weld metal	5.492360×10^{-12}	11.8421
Base metal	4.193320×10^{-15}	7.94289

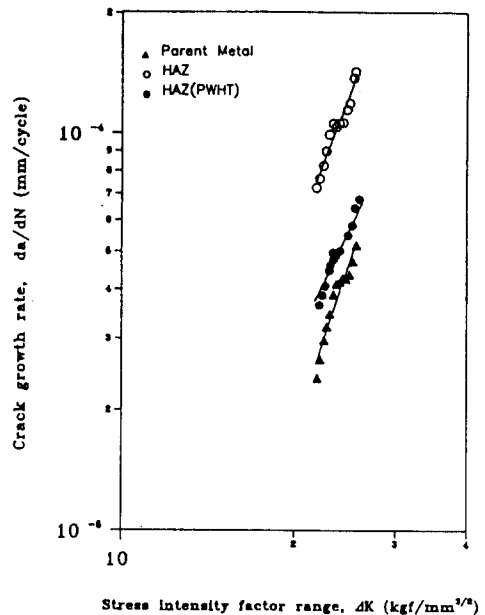


Fig.11 da/dN- ΔK relations of HAZ

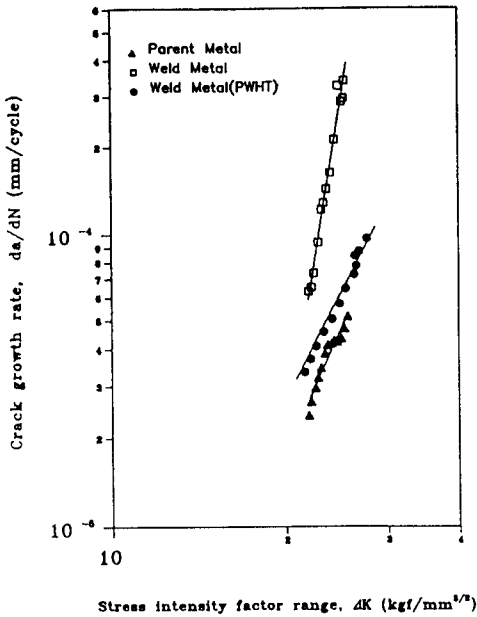


Fig.12 da/dN- ΔK relations of weld metal

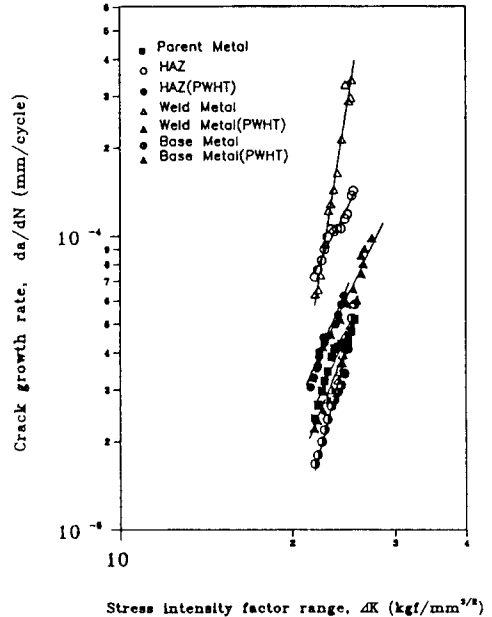


Fig.14 da/dN- ΔK relations

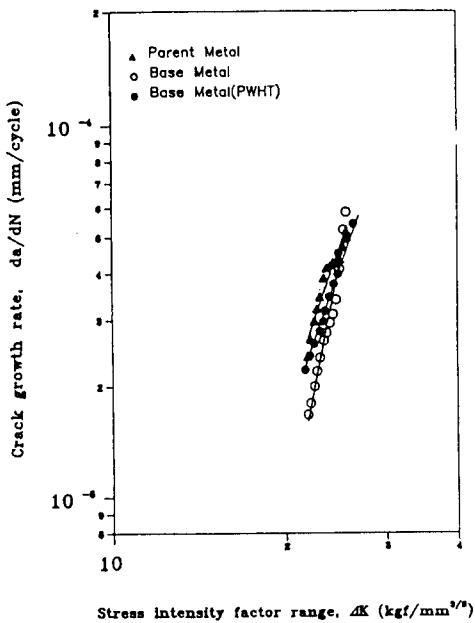


Fig.13 da/dN- ΔK relations of base metal

4. 결론

본 연구에서는 알루미늄합금 Al 1100 -O 판재를 비 용극식 불활성 아크용접하여 피로균열이 용접선에 수직인 CT 시험편을 제작한 후 잔류응력측정 및 피로시험을 실시하여 잔류응력이 피로균열성장거동에 미치는 영향을 파괴역학적으로 고찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 최종 파단시까지 소요된 반복 사이클(cycle) 수는 용접선이 Edge 부분에 위치한 Base metal 시험편에서 가장 크게 나타났고 Parent metal, HAZ 그리고 Weld metal 시험편 순이었으며, HAZ 및 Weld metal 시험편에서는 큰 차이가 나타나지 않았다.
2. 용접 시험편의 초기잔류응력 분포는 피로균열선단으로 부터 용접선이 위치한 거리에 따라 다르게 나타났다. 즉, 피로균열이 HAZ 및 Weld metal 에 위치한 경우는 인장잔류응력의 영향을 받으며, Base metal에 위치한 경우는 압축잔류응력의 영

향을 받는 것으로 나타났다.

3. 용접후열처리재의 경우 모든 시험편의 피로수명 및 균열성장률은 모재와 거의 동일하게 나타났다으며, 안정성장구간에서는 Paris 법칙인 $da/dN = C (\Delta K)^m$ 을 잘 만족하였다.

이 논문은 한국과학재단 지정 지역협력연구센터인 조선대학교 수송기계부품 공장자동화 연구센터의 연구비 지원에 의해 연구되었음.

참 고 문 헌

- (1) K. Masubuchi, "Analysis of Welded Structures", International Series on Materials Science and Technology, Vol.33, PP.1-10, 1980.
- (2) J. F. Lancaster, "Metallurgy of Welding", Third Edition, PP.1-5, 1980.
- (3) 鈴木春義, "改訂最新熔接工學", コロナ社, PP.1-3, 1980.
- (4) 이광주, "疲勞強度에 미치는 熔接缺陷의 影響", 大宇造船工業株式會社 技術紙(大宇造船 技術), Vol.3, No.10, PP.19-32, 1986.
- (5) R. J. Bucci, "Effect of Residual Stresses on Fatigue Crack Growth Rate Measurement", ASTM STP 743, 8 PP.28-47, 1981.
- (6) A. P. Parker, "Stress Intensity Factor, Crack Profiles, and Fatigue Crack Growth Rate in Residual Stress Fields," ASTM STP 776, PP.13-31, 1982.
- (7) D. V. Nelson, "Effects of Residual Stress on Fatigue Crack Propagation", ASTM STP 776, PP.172-194, 1982.
- (8) W. H. Kearns, "Welding Handbook", American Welding Society, Seventh edition, Vol.5, PP.276-311, 1984.8
- (9) 車龍勳, "CT形 變厚熔接板材에서의 疲勞龜裂成長 舉動에 미치는 殘留應力の 影響에 關한 破壞力學的 研究", 成均館大學校 博士 學位論文, 1991.
- (10) 小林英男, 轟章, "コンパクト試験片の疲勞き裂進展特性に及ばず 溶接殘留應力の影響評價", 材料, 35卷, 391號, PP.401-406, 1986.
- (11) G. E. Nordmark, L. N. Muller and R. A. Kelsey, "Effect of Residual Stresses on Fatigue Crack Growth Rate in Weldments of Aluminum Alloy 5456 Plate", ASTM STP 776, PP.44-62, 1982.
- (12) 橋内良雄, "SUS 304 鋼おわび A533B鋼の溶接継手における疲勞き裂傳ば 舉動", 材料, 32卷, 363號, PP.1376-1382, 1983.
- (13) G. Glinka, "Effect of Residual Stresses on Fatigue Crack Growth in Steel Weldments under Constant and Variable Amplitude Loads", ASTM STP 677, PP.198-214, 1979.
- (14) ASTM Designation : E647-83, "Standard Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rate Above 10^{-8} m/cycle", PP.739-755, 1985.
- (15) AWS, Structural Welding Committee, Welding Code-Aluminum, ANSI/AWS D1.2-83, Appendix G, PP.139, March 7, 1983.
- (16) AWS, Structural Welding Committee, Welding Code-Aluminum, ANSI/AWS D1.2-83, PP.13-48, March 7, 1983.
- (17) J. M. Bloom, "An Analytical Assessment of the Effects of Residual Stresses and Fracture Properties on Service Performance of Various Welds Repair Processes", Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.103, PP.373-379, 1981.
- (18) B. L. Averbach and B. Lou, "Fatigue Crack Propagation Through Residuals Stress Fields", ICF(Fracture 84), Vol.3, PP.1631-1640, 1986.