creative commons
COMMONS DEED

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

dCollection

[UCI]I804:24011-200000237645

2009년 2월
교육학석사(기계·금속 교육)학위논문

순수 Ti 용접재의 피로특성에 관한 연구

조선대학교 교육대학원

기계·금속 교육전공

박 영 란

순수 Ti 용접재의 피로특성에 관한 연구

A Study on the Fatigue Characteristics of Pure Ti Welding Materials

2009년 2월 일

조선대학교 교육대학원

기계·금속교육전공

박 영 란

순수 Ti 용접재의 피로특성에 관한 연구

지도교수 최 병 기

이 논문을 교육학석사학위신청 논문으로 제출함.

2008 년 10 월 일

조선대학교 교육대학원

기계·금속교육전공

박 영 란

박영란의 교육학석사학위 논문을 인준함.

위원장 조선대학교 교수 정 재 강 인

위 원 조선대학교 교수 차 용 훈 인

위 원 조선대학교 교수 최 병 기 인

2008 년 10 월 일

조선대학교 교육대학원

목 차

Nomenclatures ····· Ⅲ
List of Figures ····· Ⅳ
List of Tables ····· Ⅵ
ABSTRACT ····· Ⅶ

제 1 장 서 론 ····· 1
1.1 연구배경 ····· 1
1.2 연구목적 및 방법 ····· 3

제 2 장 이론적 배경 ····· 5
2.1 티타늄의 용접 ····· 5
2.2 파괴역학 이론 ····· 11
2.3 피로수명 예측 ····· 23

제 3 장 실 험 ····· 27
3.1 시험편 ····· 27
3.2 실험방법 ····· 34

제 4 장 실험 결과 및 고찰 ····· 37

4.1 피로크랙 성장 특성 ····· 37

4.2 피로 파단면 분석 ····· 42

4.3 피로수명 평가 ····· 47

제 5 장 결 론 ····· 53

참 고 문 헌 ····· 54

Nomenclatures

a, 2a	:	Crack length
B	:	Material constant of Nisitani equation
C	:	Material constant of fatigue life equation
da/dN	:	Fatigue crack propagation rate
K	:	Stress intensity factor
K_C	:	Critical stress intensity factor
ΔK	:	Stress intensity factor range
m	:	Experimental material constant of power law
n	:	Material constant
N	:	Number of cycles
N_f	:	Number of final fracture cycles
p	:	Material constant of fatigue life equation
R	:	Stress ratio
r	:	Distance from crack tip to a element
θ	:	Direction from crack tip to a element
σ	:	Normal stress
τ	:	Shearing stress
ε	:	Longitudinal strain
γ	:	Shearing strain
ν	:	Poisson's ratio

List of Figures

Fig. 2-1 Hardness variation to content of impurities ····· 9
Fig. 2-2 Mechanical properties to content of hydrogen ····· 10
Fig. 2-3 Basic modes of crack surface displacement ····· 17
Fig. 2-4 Schematic illustration of elastic-stress-field near the crack tip ····· 18
Fig. 2-5 Schematic illustration of three regions of fatigue crack growth rate versus stress intensity factor range ····· 19
Fig. 2-6 Schematic illustration of stages Ⅰ and Ⅱ transcrystalline microscopic fatigue crack growth ····· 22
Fig. 3-1 Standard C-T specimen for fatigue testing ····· 29
Fig. 3-2 Welding of plate ····· 29
Fig. 3-3 TIG welding equipment ····· 30
Fig. 3-4 Power source and programmer for TIG welding machine employed ····· 31
Fig. 3-5 Fatigue testing machine employed ····· 32
Fig. 4-1 Relation between crack growth rate and crack length for base metal and specimen 1 ····· 39
Fig. 4-2 Relation between crack growth rate and crack length for base metal and specimen 2 ····· 40
Fig. 4-3 Relation between crack growth rate and crack length for base metal and specimen 3 ····· 41
Fig. 4-4 Digital camera fractography of ASTM B265 grade 2 ····· 44
Fig. 4-5 SEM fractography of ASTM B265 grade 2 ····· 45

Fig. 4-6 Micro-structure of ASTM B265 grade 2(×500) ····· 46
Fig. 4-7 Fatigue life prediction of a-N(base metal, R=0.01) ····· 49
Fig. 4-8 Fatigue life prediction of a-N(base metal, R=0.1) ····· 49
Fig. 4-9 Fatigue life prediction of a-N(WMZ, R=0.01) ····· 50
Fig. 4-10 Fatigue life prediction of a-N(WMZ, R=0.1) ····· 50
Fig. 4-11 Fatigue life prediction of a-N(Bond zone, R=0.01) ····· 51
Fig. 4-12 Fatigue life prediction of a-N(Bond zone, R=0.1) ····· 51
Fig. 4-13 Fatigue life prediction of a-N(HAZ, R=0.01) ····· 52
Fig. 4-14 Fatigue life prediction of a-N(HAZ, R=0.1) ····· 52

List of Tables

Table 3-1 Chemical compositions of ASTM B265 grade 2 pure titanium 28

Table 3-2 Mechanical properties of ASTM B265 grade 2 pure titanium 28

Table 3-3 Chemical compositions of welding wire 30

Table 3-4 Kinds of specimens 35

Table 3-5 Specimen specifications of crack growth rate test 35

Table 3-6 Test conditions of crack growth rate test 36

Table 4-1 Experimental material constants for the equation $da/dN = C_2 a^{p_2}$ 48

ABSTRACT

A Study on the Fatigue Characteristics of Pure Ti Welding Materials

Park, Young-Ran
Advisor : Prof. Choi, Byung-Ky, Ph.D.
Mechanical & Metallurgical Education
Graduate School of Education, Chosun University

The purpose of this thesis was to investigate the welding characteristics and the fatigue characteristics of titanium, commonly using power station, aircraft and ship. The experimented material was TIG welding in order to look over the characteristics according to the notch position and compare with other materials.

The fatigue the propagation behavior and the fatigue life were investigated at 400kgf of fatigue limit of base metal. Then, we compared and reviewed the result of experimented values and predicted values with the fatigue crack propagation equation repored by Nisitani in the present study.

The summarized results are as follows ;

1. The initial fatigue crack propagation rate was shown slower in this order, bond zone, WMZ, HAZ, base metal. But the fatigue life was shown higher in this order, bond zone, HAZ, WMZ.

2. The cross section of fatigue did show brittle striation in overall; and, it is considered that the brittleness progresses along with the plane of cleavage, and the plastic deformation occurs as the stress gets increased. Therefore, it is thought that the crack bluntly occurred and its process stopped.

3. The fatigue life of bond zone was showed to be about 700% higher than that of the base metal at same load ratio and the average fatigue life at R=0.1 was respectably showed to be about 130% larger than that at R=0.01 at the same condition.

4. The material constants gained from experiment were applied to the equation, proposed by Nisitani, and the error between predicted fatigue life was low within 5% regardless of notch position and load ratio.

제 1 장 서 론

1.1 연구배경

기계 및 용접구조물이 받는 하중은 정하중의 경우보다도 주기적 또는 비주기적으로 변하는 반복하중이나 변동하중인 경우가 많으며 부재의 설계에 있어서 중요한 문제가 되고 있다. 용접부 근처에 생기는 균열은 반복하중에 의한 피로(fatigue)현상이 원인이 되어 발생되는데 기계 및 용접구조물의 파괴사고의 예를 살펴보면, 고온피로, 부식피로, 프레팅피로를 포함한 피로파괴 사고가 약 60%를 차지한다.[(1),(2)]

특히, 용접은 단시간에 5,000~6,000℃의 높은 열을 받으므로 가공변형이 다른 접합에 비하여 상대적으로 심하기 때문에 제작과정에서 상당한 결함을 초래하게 되며, 이러한 결함에는 용접불량, 기공, 불순물 혼입 및 크랙 등이 있다. 용접할 때 발생되는 열에 의하여 조직의 결정립이 성장되고 용접이음 강도에 미치는 홈의 개선각도는 완전 용입이 되는 조건에서 적은 개선각도가 인장시험과 굽힘시험에서 양호하며, 기공과 용접변형이 적게 발생한다고 보고하였다. 또한 용접금속의 열영향을 받는 부분에서는 결정입도가 조대화되고, 가열온도의 냉각조건에 따라 조직이 달라져서 열처리에 기계적 성질이 크게 달라진다고 보고하였다.

피로수명이란 크게 발생수명과 전파수명으로 대별되며, 발생수명은 기공 및 불순물 같은 결함의 크기, 결정립의 대소 및 강도 등에 의해 좌우된다. Normark[(3)] 등은 용접재에서의 피로크랙 성장속도는 모재에서와 비교하여, 열영향부에서 가장 느리고 용착부에서 가장 빠르다고 하였고, Irwin[(4)]은 응력확

대계수의 개념을 확립하였으며, Kitagawa[5]등은 히스테리시스 곡선에서 안정된 반복 변형률값을 사용한 반복 변형률 확대계수범위 ΔK_{ε}를 제안하였다.

또한 Nisitani[6),(7]등은 역학적 변수를 사용하여 여러가지 재료에 평활재의 피로크랙 전파거동을 적용하였으며, Frost[8]에 의하여 처음 실험적으로 적용되었으며, 그 후 Wareing[9]등에 의하여 상온하의 피로크랙에 대하여 그 유용성이 일부 입증되었다.

Nihei와 Sasaki[10]는 용접의 끝(toe)에서 피로 크랙이 시작된다고 보고하였으며, Yoshida 등[11]은 시편의 두께가 피로하중에 큰 영향을 미치는 것을 확인하였다.

기계 부품이나 용접구조물의 결함, 상처, 게재물 등에 의하여 재료의 항복응력 이하의 작은 응력에서도 크랙은 서서히 성장하여 최종적으로는 급속하게 파괴한다. 이 균열성장 과정은 반복하중, 부식성환경, 크리프 등에 의해 진행된다. 이러한 균열성장속도를 미리 단순한 시험편을 사용하여 실험적으로 재현하여 적절한 특성을 파악하면 실제의 결함, 균열에 의한 균열의 성장의 특성을 예측할 수 있으며 어떠한 구조물이 파괴에 이르는 시간을 알아내어 대형사고를 미연에 방지하는데 많은 도움을 준다.

따라서 본 연구에서는 비피로강도(피로강도/밀도)와 비강도가 매우 우수하고 안전성과 신뢰성이 높은 티타늄을 TIG용접하여 피로실험을 통한 피로특성에 대하여 고찰하고자 한다.

1.2 연구목적 및 방법

티타늄은 강도/중량비가 높아서 항공기의 기체부품, 제트엔진 및 화학선의 의장 재료, 잠수함의 함체, 자동차의 커넥팅 로드, 크랭크샤프트 또는 초전도 재료, 수소저장합금, 형상기억합금 등의 기능재료로 각광을 받고 있으며, 최근에 티타늄 및 그 합금에 대한 사용이 증가하고 있다. 그러나 고온에서 급격히 산화되어 본래 요구되는 성질이 소멸되기 때문에 열간가공과 용접이 곤란하며, 용접 시 공기 중의 산소, 질소가 혼입되어 용착금속 내부에 기공 등의 결함을 발생시켜 내식성과 기계적 성질을 모두 저하시키고, 높은 항복응력을 가지고 있어 냉간가공이 어렵기 때문에 구조물 제작이 쉽지 않아 티타늄에 대한 연구 자료는 미흡한 실정이다.

특히, 티타늄은 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 적정한 지그의 설계 및 개발이 시급하며, 용접부의 물성을 확보하기 위해서는 여건에 맞는 용접조건의 설정 및 용접 자동화가 이루어져야 한다.[12]

그리고 피로수명 예측은 어떠한 구조물이 파괴에 이르는 시간을 알아냄으로써 대형 사고를 방지하는데 많은 도움을 준다. 1960년대에 들어서야 피로수명 예측에 파괴인성치가 도입되어 학문적으로 체계화 되었는데, 이는 Paris[13]에 의해 피로크랙 전파속도 da/dN과 응력확대계수범위 ΔK의 관계식의 제안에 의해 이루어졌다. Paris는 피로크랙 전파속도와 응력 확대계수범위가 선형적 관계를 갖는 구간이 있음을 밝히고 이 구간에서만 성립되는 관계식을 제안하였다.

용접구조물 등에 대하여 정기적인 점검으로 피로크랙 발생 여부를 확인하고

있는 현대에는 피로크랙의 발생수명을 파괴역학적 척도로 예측하는 연구보다는 발견된 피로크랙이 얼마만큼 전파하면 최종파단이 일어날 것인가 또는 최종파단에 이를 때까지 안전하게 사용할 수 있는 기간은 얼마나 되는가 등을 정확히 예측할 필요가 있다고 사료된다.

일반화학, 석유화학, 화력 및 원자력발전, 해양개발, 항공기, 배, 자동차 등 구조물 재료로 사용하는 티타늄의 제품별 규격에서 ASTM B265의 등급(grade)은 1, 2, 3 및 4등급이 있는데, 1등급에서 4등급으로 갈수록 인장강도는 높고 연신율은 적다. 그러므로 본 실험에서 티타늄의 용접특성을 평가하기 위하여 ASTM B265 grade 2의 제품을 선정한 이유는 다른 등급보다 연강과 거의 같은 기계적 특성을 가지고 있으며, 구조용 재료로 많이 사용되기 때문에 선정하였다.

따라서 본 연구에서는 선정된 순수 티타늄을 대상으로 용접 조건에 따른 피로크랙 성장 특성을 파악하기 위하여 용접하지 않은 모재 시험편과 용접재의 각 부위별 노치를 가공한 용접재 시험편으로 분류하여 비교•평가하고자 하며, 이에 따른 피로 파단면 분석과 피로수명 예측의 가능성을 제시하고자 한다.

제 2 장 이론적 배경

2.1 티타늄의 용접

티타늄의 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, 아크 길이, 보호가스의 흐름, 절단 및 가공방법, 표면처리 등을 충분히 고려하여야 한다.[14),(15)]

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

불활성가스 텅스텐 아크용접은 저전류 영역에서 아크가 안정되고 용접 이송장치, 와이어 송급, 가스공급 제어 등을 일체화시킨 전자동 용접장치와 튜브와 튜브시트 자동용접 등이 개발되어 화학 플랜트와 발전용 복수기 등의 제작에 많이 적용되고 있다. 플라즈마 용접은 스패터의 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 응접이 가능하고, 또한 고능률적이기 때문에 화학 플랜트 등의 제작에 적용되

기도 한다.

전자빔 용접의 경우는 열집중이 매우 높기 때문에 불활성가스 텅스텐 아크 용접, 플라즈마 용접에 비하여 용입이 깊고, 또한 응입 폭이 대단히 좁아서 제품의 크기에 제한은 있지만 변형을 줄일 수 있다. 따라서 항공기 및 잠수정 등의 두께 70mm를 넘는 Ti-6Al-4V 합금이 적응되는 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.

Ti은 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 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 용접 시 스테인리스 와이어 브러시를 사용하거나 산세(pickling)처리를 통하여 산화피막을 완전히 제거한 다음 다시 용접을 하여야

한다.

Ti 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 1차 실딩, 2차 실딩은 토치로 Ar 가스를 공급하고 백업 실딩은 별도로 Ar 가스를 공급한다.

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. 이 때 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. Ti의 경우 열전도도가 낮기 때문에 열영향부가 넓게 되고, 용접하고 있는 전방부위는 실딩할 필요가 없는 반면, 용접부 바로 뒤에 냉각되는 용접금속은 일정온도로 냉각될 때까지 계속하여 실딩 해야 하는 단점이 있다.

백업 실딩은 토치 반대쪽의 루트 부를 보호하기 위하여 실시한다. 특히 파이프 용접 시에는 내부에 불활성 가스를 불어 넣어 퍼징 하여야 한다. 이 때 파이프 내부의 압력이 너무 크면 루트 패스부에서의 비드 외관이 좋지 않게 된다. 이것을 방지하기 위해서는 용접 중에 계속 퍼징을 하면서 퍼지 댐 출구에서 나오는 유량을 감지하여 조절하도록 하여야 한다.

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

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

전술한 바와 같이 Ti은 용접 중에 용접부를 대기로부터 차단하여야 하며, 250℃ 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.[15]

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 적정한 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 대기가스의 용해도는 9~14.5% 정도지만 고용강화 때문에 0.5% 정도만 있어도 연성이 95% 정도 감소되기 때문이며, 수소는 250℃ 이상에서 티타늄 내에서 8% 정도의 용해도를 갖지만, 상온에서는 용해도가 매우 낮기 때문에 하이

드라이드상이 입자와 입계의 주위에 석출되어 노치 민감성을 증가시키기 때문이다.

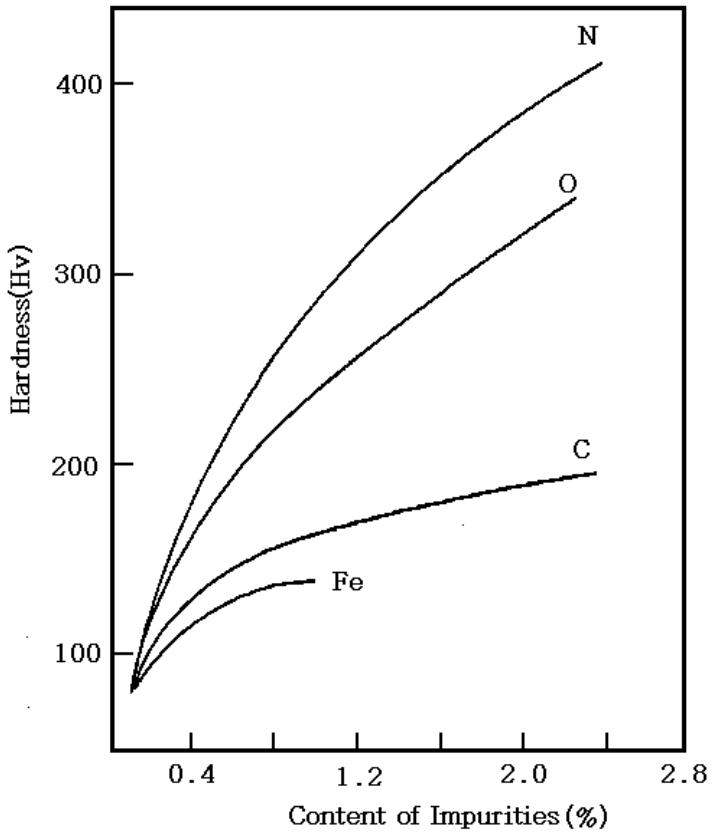


Fig. 2-1 Hardness variation to content of impurities

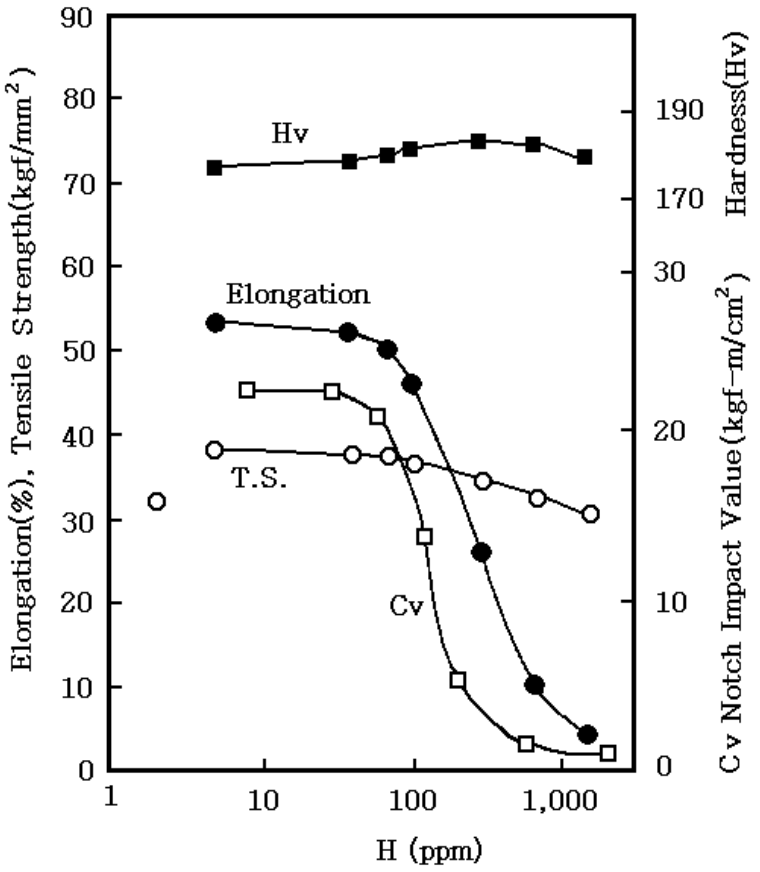


Fig. 2-2 Mechanical properties to content of hydrogen

2.2 파괴역학 이론

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.

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

A. A. Griffith[16]는 크랙의 성장에 의하여 방출되는 에너지가 크랙성장을 위하여 필요한 에너지를 충분히 감당하면 크랙전파가 발생한다고 생각하였으며, 그의 학설에서 시작된 파괴역학은 E. Orowan[17] 등을 거쳐 G. R. Irwin[18]의 에너지적 접근과 크랙진전 임계응력에 기초를 둔 응력확대계수를 도입하게 되면서 급속한 발전을 가져왔다.

Irwin은 파괴의 3가지 모드를 Westergaard의 응력함수[19]를 이용하여 Fig. 2-4와 같이 Mode Ⅰ, Mode Ⅱ 및 Mode Ⅲ의 응력장과 변위장으로 설명하였으며 균열선단 근방 응력분포에서 특이항의 세기를 결정하는 응력장 파라미터를 균열선단에서의 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

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

(2) Mode Ⅱ

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

(3) Mode Ⅲ

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

여기서, r 및 θ는 크랙선단으로부터 임의의 요소까지의 거리 및 방향을 나타낸다. 따라서 좌표(r, θ)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 응력진폭의 반복하중을 작용시켰을 때, 응력확대계수는 K_{max}, K_{min}, ΔK, K_m 등에 의해서 변화된다. 따라서 이들 함수 값들은 반복 회전수(N) 또는 시간(T)과 더불어 변화되며, 따라서 크랙성장속도 da/dN은 다음과 같이 정의된다.

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

여기서, f_1 등은 N과 더불어 변화하는 크랙길이 a와 응력 σ의 함수이다.

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

여기서, da/dN을 피로크랙 성장률이라고 한다. 식 (2-5)의 함수관계를 paris는 다음과 같이 하나의 변수 즉, 응력확대계수범위 ΔK로 표시하였다.

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

여러 가지 재료에 대한 크랙성장 실험치와 ΔK값을 양대수 크래프상에 표시하였을 때 직선상에 놓이게 되므로 다음과 같이 나타낼 수 있다.

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

여기서, C와 m은 실험상수이다. ΔK는 $K_{max} - K_{min}$으로 정의되며, K_{max}과 K_{min}은 각각 σ_{max}과 σ_{min}에 대한 K값이다. 이 식을 Paris식이라고 한다.[20]

따라서 피로수명은 피로크랙길이, 부하응력 및 재료의 파단저항 등에 의존된다. 크랙의 발생에서 최종파단까지의 피로크랙전파와 응력확대계수범위의 관계는 Fig. 2-6과 같이 S자 모양의 곡선으로 나타나는데, 여기서 피로크랙길이(a) 및 부하응력폭($\Delta\sigma_{max}$) 등이 응력확대계수범위(ΔK) 속에 내포되어 있으며, 이들에 의해 피로크랙 전파수명을 평가할 수 있다.[21]

여기서, ΔK를 정의하면 다음과 같다.

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

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

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

피로크랙 전파속도 da/dN은 응력확대계수범위 ΔK의 함수이며, $da/dN-\Delta K$의 그래프를 log-log plot하면 Fig. 2-4와 같이 S자 모양의 곡선이 된다. 이 곡선은 크게 3개의 영역으로 구분된다.

영역 Ⅰ은 피로크랙 성장을 관찰하기 어려운 영역이며, 이 영역에서의 피로크

랙 성장률은 약 2.5×10^{-10} m/cycle 이하이다. 여기서 응력확대계수범위의 하한치, 즉 하한계 응력확대계수범위(threshold stress intensity factor range) ΔK_{th}는 다음 식으로 계산된다.

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

여기서, γ는 재료상수로서 0.25~1.0의 값이고, $\Delta K_{th(0)}$는 응력비 R=0 일 때의 ΔK_{th}값이다. 이 식은 Klesnil-Lukas에 의해 제안되었다.[22]

영역 Ⅱ에서의 log da/dN-log ΔK는 선형적 관계를 나타내며, 식으로 나타내면 다음과 같다.[21~24]

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

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

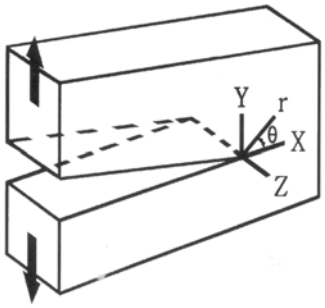
영역 Ⅲ은 피로크랙 성장률이 크고 피로크랙 진전수명은 짧은 영역으로 파괴인성 K_C의 특성을 나타내며, 시험편의 크기 및 최종 크랙길이 등과 관계된다. 이 영역은 da/dN > 10^{-5}m/cycle인 급가속 크랙성장속도를 갖는 불안정 파괴영역이다.

영역 Ⅱ 및 Ⅲ에서 평균응력의 영향을 고려하여 Paris식을 수정하면 다음과 같다.

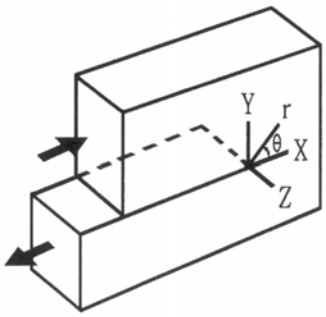
$$da/dN = C(\Delta K)^m / (1-R)K_C - \Delta K \qquad (2-11)$$

이 식을 Forman식이라고 한다[23),(24)].

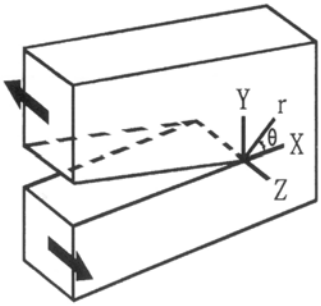
여기서, C 및 m은 재료상수이며, K_C는 재료의 파괴인성치이다.



Mode Ⅰ



Mode Ⅱ



Mode Ⅲ

Fig. 2-3 Basic modes of crack surface displacement

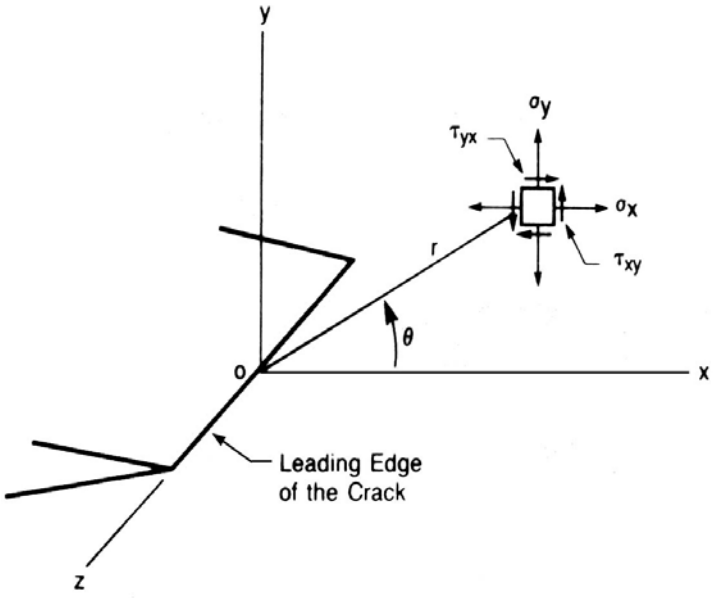


Fig. 2-4 Schematic illustration of elastic-stress-field near the crack tip

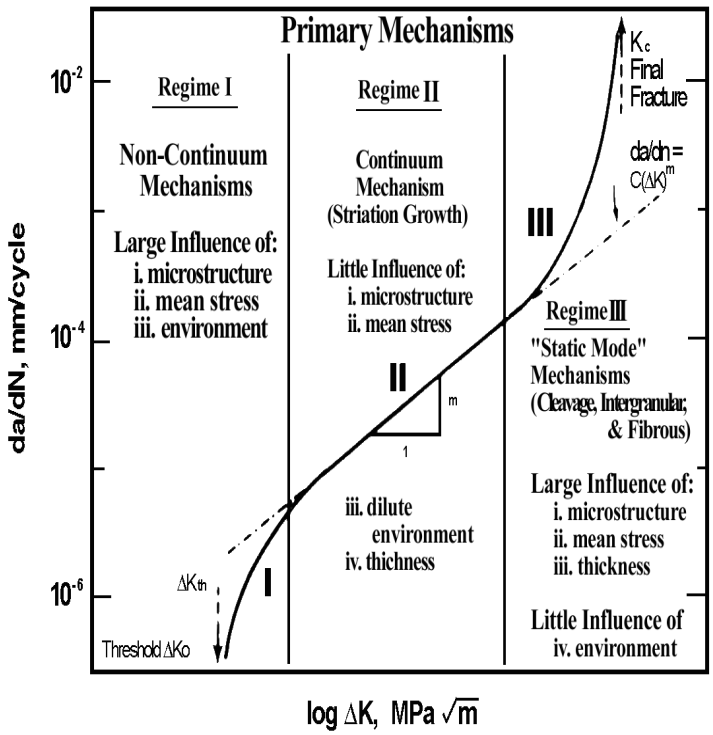


Fig. 2-5 Schematic illustration of three regions of fatigue crack growth rate versus stress intensity factor range

액체로부터 응고한 금속의 단면을 잘 연마하여 적당히 부식하여 그 현미경 조직을 관찰하면 망상조직(net work)으로 발달한 조직을 볼 수 있으며, 이것은 금속이 다면체(polyhedron)의 집합으로 형성되었기 때문에 연마면상의 망상선은 이 다면체의 경계면과 경계면과의 교선 즉, 결정립계를 이룬다. 그리고 이와 같은 다면체를 결정립(crystal grain)이라 한다.

연성재료에 외력을 가하면 결정립 내에서 재료마다 갖는 특유의 전위에 의한 원자의 이동, 즉 슬립현상이 일어나는데 이 슬립은 이웃하는 몇 개의 슬립들과 합쳐 슬립밴드(slip band)를 이룬다. 이 슬립밴드는 일반적으로 하나 또는 수개의 결정립에 걸쳐 생성된다.

연성을 갖고 있는 탄소강재에서의 초기피로크랙의 발생과정은 먼저 외부로부터 가하는 반복응력에 의해 단결정의 슬립면{101}, {112}, {123}에서 슬립방향<111>을 따라 슬립(slip)을 일으킨다. 이러한 슬립에 의해 생성된 슬립밴드는 재료의 표면에 요철이 생겨 거칠게 되며 이로 인해 돌출(extrusion)하거나 함몰(intrusion)하는 면을 형성한다. 계속되는 반복응력에 의하여 이웃하는 슬립방향이 같은 결정립 몇 개가 함몰되어 충분한 응력집중을 일으킬 정도까지 발달하면 슬립면을 따라 초기 미시크랙이 발생되는 것으로 설명 가능하다.

피로크랙이 발생하여 성장하는 과정은 일반적으로 Fig. 2-3과 같이 제1단계와 제2단계로 구분한다. 제1단계는 크랙 생성 초기단계이며 제2단계는 크랙 전파 단계이다. 피로크랙의 성장은 재료의 표면에서 피로크랙이 생성, 성장하여 최대부하응력 방향에 수직하게 지그재그 형식으로 성장한다.

제1단계는 slip band 발생으로부터 초기크랙으로 성장하면서 주위의 slip band 및 크랙들이 서로 간섭·합체하면서 전파한다. 제2단계는 피로크랙들이 마치 수지상으로 성장하면서 서로 간섭, 지연 및 합체하면서 주크랙으로 가속 전파하여 파단에 이른다. 재료의 파면을 전자현미경으로 관찰하여 보면 스트라이

에이션 생성(striation formation), 미세공극 합체(microvoid coaleacence) 및 미세 벽개면(microcleavage) 등을 볼 수 있다.

스트라이에이션은 크랙선단에서 매 사이클마다 소성에 의한 개구의 열림 및 닫힘 과정으로 크랙 진전량에 상당하는 줄무늬 모양으로 나타나는 것을 말한다. 스트라이에이션은 소성에 의한 크랙의 둔화가 큰 연성 스트라이에이션(ductile striation)과 둔화가 작은 취성 스트라이에이션(brittle striation)이 있다. 스트라이에이션은 이 무늬의 간극을 측정함으로서 피로크랙 전파속도를 정량적으로 해석이 가능하다는 의미를 갖고 있으나 파단면 전체에 생성되어 있는 것이 아니기 때문에 해석하기란 어렵다.

일반적으로 피로파면은 소성변형에 의한 영향으로 매끄럽고 광택이 있으나 최종파단면은 거칠고 광택이 보다 적은 편이다. 그러나 피로파면도 반복하중(응력 진폭)이 변동하면 피로크랙 전파속도가 변동하면서 거칠기 및 광택이 다른 방사형 무늬인 비치마크(beach mark)가 나타난다.

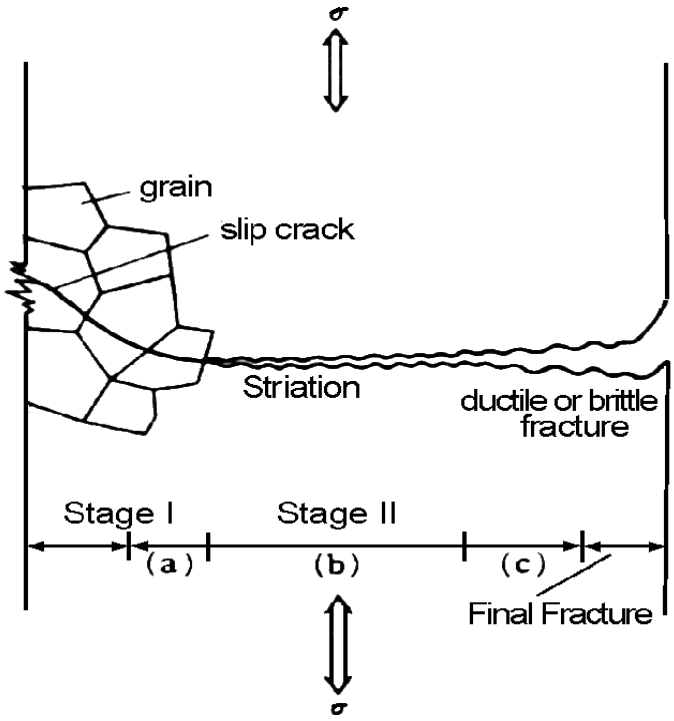


Fig. 2-6 Schematic illustration of stages Ⅰ and Ⅱ transcrystalline microscopic fatigue crack growth

2.3 피로수명 예측

西谷 등[25]은 실험에 의해서 무한평판에 피로크랙성장률의 영역Ⅱ에서 조사결과 파단수명비와 크랙길이가 비례관계가 있으므로 다음과 같이 나타낼 수 있다고 하였다.

$$N/N_f \propto \log a \tag{2-12}$$

식 (2-12)는 미분이 가능하므로 피로크랙 전파속도는 양대수 선도에 나타내면 직선상으로 놓이게 되고 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN \propto a^{p_1} \tag{2-13}$$

한편, 피로크랙 전파속도는 부하응력과의 물리적인 의존성을 가지고 있으며, 西谷 등[25]은 여러 가지 재료들에 대해 실험을 통하여 응력과 크랙전파속도의 관계에서 비례적인 관계가 있다는 것을 알았다. 이것을 양대수 선도에 나타내면 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN \propto \sigma_a{}^n \tag{2-14}$$

따라서, 식 (2-13) 및 (2-14)로부터 피로크랙길이 a와 부하응력 σ_a는 모두 피로크랙 전파속도에 비례관계가 있으므로 다음과 같은 피로크랙 전파속도식으로 나타낼 수 있다.[26~28]

$$da/dN = C_1 \sigma_a^n a^{p_1} \quad (2-15)$$

식 (2-15)의 C_1, n 및 p_1은 재료의 특성에 따른 재료의 고유상수이며, 이 식을 변수 분리하여 적분함으로서 다음과 같은 피로수명 예측식을 구할 수 있다.

$$\int_{a_i}^{a_{op}} \frac{da}{a^{p_1}} = C_1 \sigma_a{}^n \int_{N_i}^{N_{op}} dN \quad (2-16)$$

위의 식을 정리하면 다음과 같은 피로수명 예측식을 얻을 수 있다.

$$N_{op} = \frac{a_{op}{}^{(1-p_1)} - a_i{}^{(1-p_1)}}{(1-p_1)C_1 \sigma_a{}^n} + N_i \quad (2-17)$$

Paris식은 실험과정에서 ΔK의 값이 변하므로 여러 가지 제한을 받게 되나 위의 식 (2-17)는 이러한 제한조건을 받지 않게 되므로 임의의 크기로 전파된 피로크랙길이에 대한 피로수명을 예측할 수 있으며, 다른 형식의 피로시험에도 적용 가능하다.

식 (2-15)의 실험재료상수 C_1, n 및 p_1의 값은 완전히 독립되어 있지 않고 종속적인 관계를 가지고 있다. 이 값들에 대한 물리적 의미나 그것에 대한 영향 인자를 명확히 구별하여 검토한다는 것은 어려운 일이다.

한편 p_1은 피로크랙 길이가 갖는 재료의 고유상수로서 피로크랙 진전량과

깊은 관계가 있으나 n은 본질적으로 역학적인 상태 즉, 재료강도에 대한 부하 응력의 크기로서 항복규모에 관한 양이다. 이에 반해서 C_1은 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_2를 일정한 상수로 하여 피로크랙 전파속도식은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dN = C_2 a^{p_2} \tag{2-18}$$

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

$$\int_{a_i}^{a_{op}} \frac{da}{a^{p_2}} = C_2 \int_{N_i}^{N_{op}} dN \tag{2-19}$$

위의 식을 정리하면,

$$N_{op} = \frac{a_{op}^{(1-p_2)} - a_i^{(1-p_2)}}{(1-p_2)\, C_2} + N_i \tag{2-20}$$

식 (2-20)로부터 임의의 크기로 진전한 피로크랙 길이를 대입하면 피로크랙 전파수명을 예측할 수 있다.

따라서 본 연구에서는 피로크랙 길이 a와 피로크랙전파속도 da/dN의 관계에

서 피로수명 예측에 필요한 재료상수 p_2 및 C_2를 실험을 통해 구한 다음 피로수명 예측식 (2-20)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 실 험

3.1 시험편

본 연구에 사용한 재료는 내식성이 강한 순수 티타늄(ASTM B265 grade 2)이며, Table 3-1은 본 실험에 사용된 순수 티타늄의 화학적 성분을 나타내고 있다. Table 3-2는 인장시험과 경도시험을 통하여 구한 기계적 성질을 나타내었는데 인장시험은 KS B 0801에 따라 시행하였으며, 경도시험은 마이크로 비커스(Micro-vickers) 경도계를 사용하였다. 경도측정용 시험편의 표면을 연마한 후 산화알루미나(Al_2O_3, 0.3μm)로 래핑 가공하여서 50회 측정하여 얻었다.

그리고 피로시험편은 ASTM E647-83에 준하여 TIG용접하기 위하여 압연방향과 크랙 진전방향이 직각이 되도록 채취하였으며, 기존의 다른 논문의 실험에서 행하였던 시편에 응력집중을 유발시켜 실제 현장에서의 기존 결함으로 간주하여 실험을 행하였던 약 3~5㎜의 노치를 포함한 시험편 대신에, 노치를 완전 배제하여 제작되는 ASTM E647-83의 시험편을 택하였다. 시험편의 형상은 Fig. 3-1과 같이 C-T(Compact tension)시험편이며, 용접 시험편의 제작은 길이 220mm, 폭 120mm, 두께 15mm의 평판을 X형 맞대기 이음으로 하기 위하여 Fig. 3-2와 같이 모재를 양면 베벨각 30° 로 밀링 가공하였다.

순수 티타늄 용접재의 용접은 대기가스 성분에 대해 매우 높은 고용도를 갖기 때문에 산화 및 용접금속의 내부에 발생하는 기공이 큰 문제점으로 지적되고 있다. 그리고 이러한 기공의 발생을 억제하기 위하여 용접 중심부의 경우 입열량을 증가시켰으며, 용접은 토치로부터 가스유량, 용접속도, 아크길이, 보호가스의 흐름 및 표면처리 등을 충분히 고려하여 시험편을 제작하였다.

Table 3-1 Chemical compositions of ASTM B265 grade 2 pure titanium

(wt.%)

Material	Fe	O	N	H	Ti
Ti	0.03	0.144	0.006	0.002	BAL

Table 3-2 Mechanical properties of ASTM B265 grade 2 pure titanium

Yield Stress (Kgf/㎟)	Tensile Stress (Kgf/㎟)	Elongation (%)	Young's Modulus (Kgf/㎟)	Hardness (Hv)
40	49	28	10,850	119

용접할 모재의 용접부 주위에 먼지, 오물, 수분, 기름 등 불순물이 부착되어 있으면 티타늄 용접에 악영향을 끼치게 되므로 용접하기 전에 개선부 전체를 매끈하게 가공하고, 개선부과 그 주변을 세척 능력이 뛰어난 아세톤으로 깨끗하게 청소한 후 용접하였다.

용접에 사용한 실딩가스는 알곤을 사용하였으며, 순도가 높은 99.995% 이상으로 사용하였다. 또한, 바람과 먼지, 습기 등이 없는 실내에서 작업을 하였으며, 실딩 지그를 사용하여 대기가 침입하지 않도록 하였다. Fig. 3-3과 Fig. 3-4는 각각 본 실험에서 사용된 용접장치와 TIG용접기를 나타내었으며, 용접기의 성능은 출력이 12.5KW, 300A인 ASTRO-ARC CO.에서 제작한 대차를 이용한 자동 펄스형 TIG 용접기를 사용하였다.

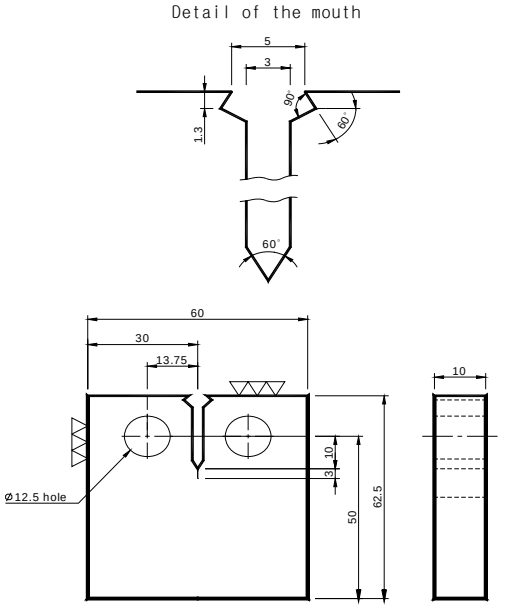


Fig. 3-1 Standard C-T specimen for fatigue testing

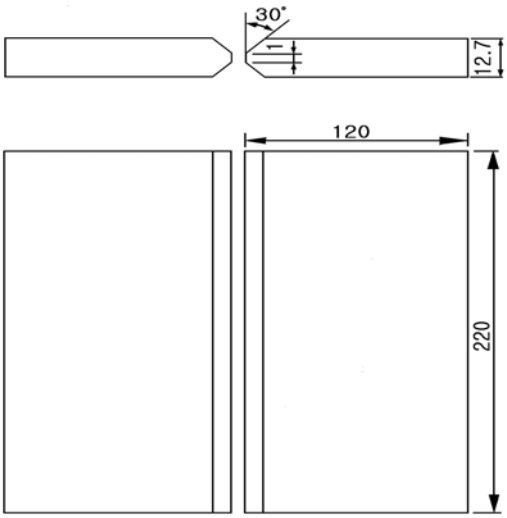


Fig. 3-2 Welding of plate

순수 티타늄의 TIG용접에 사용된 용접봉은 모재와 같은 성분의 재질로 AWS ER Ti-1[a]를 사용하였으며, 직경 2.4mm로 릴형태의 와이어를 사용하였다. Table 3-3은 용접봉의 화학적 성분을 나타내었다.

Table 3-3 Chemical compositions of welding wire

(wt.%)

Fe	O	N	H	C	Ti
0.1	0.1	0.012	0.05	0.03	BAL

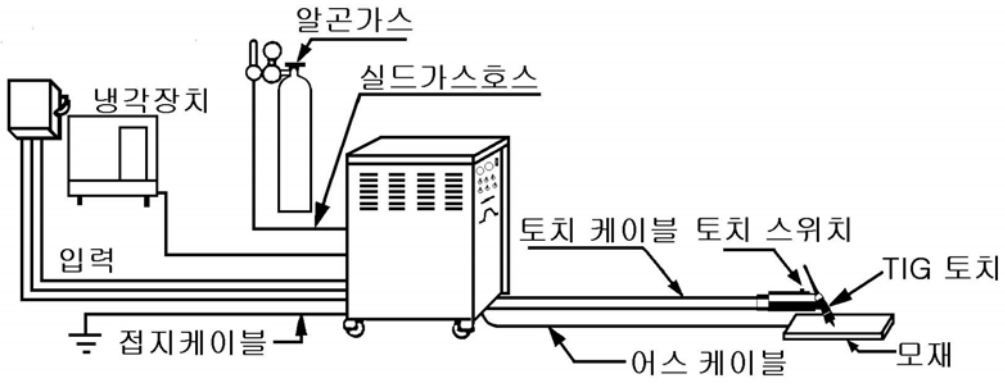


Fig. 3-3 TIG welding equipment

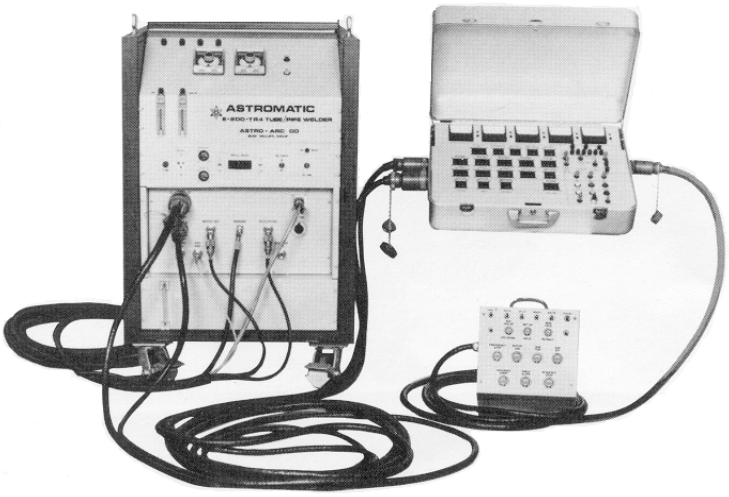


Fig. 3-4 Power source and programmer for TIG welding machine employed

Fig. 3-5는 피로시험에 사용한 기기로서 최대용량 10ton의 전기유압식 서보 피로시험기(SHIMADZU, SURVOPULSER)로서 A/D, D/A 변환기를 내재한 컴퓨터에 의해 하중을 설정 및 제어하도록 되어 있다. 제어방식은 페루프식 제어 기구를 이용하여 설정하중 및 수시로 검출되는 로드셀의 신호를 컨트롤러 안에 장착된 A/D 변환기를 통하여 컴퓨터에 입력하여 오차를 계속적으로 보정하므로 고정도의 실험이 가능한 기기이며, 하중 제어, 크랙길이 측정 및 데이터 처리 등이 모두 프로그램화되어 자동으로 수행된다.

Fig. 3-5 Fatigue testing machine employed

본 실험에 사용한 시험기기의 제원은 다음과 같다.

1) 마이크로 비커스 경도계(Micro-Vickers hardness tester)
- 모델 : HM-122
- 제작 : AKASHI, Japan

2) 만능시험기(Universal testing machine)
- 모델 / 용량 : UH-F50A / 50 ton
- 제작 : SHIMADZU, Japan

3) 전기유압식 서보 피로시험기(SHIMADZU SERVOPULSER)
- 모델 / 용량 : EHF-ED10-40L / ±10 ton
- 제작 : SHIMADZU, Japan

4) 주사 전자현미경(Scanning electron microscope)
- 모델 / 규격 : JSM 840A / 배율(×) : 10 ~ 30,000
- 제작 : JEOL, Japan

5) 광학현미경(Optical microscope)
- 모델 / 규격 : BHC-U / 배율(×) : 50 ~ 2,000
- 제작 : Olympus, Japan

6) TIG 용접기(TIG Welding Machine)
- 출력 : 12.5㎾, 300A
- 제작 : ASTRO-ARC Co., USA

3.2 실험방법

본 연구에서는 순수 티타늄 용접재의 피로특성을 비교·평가하기 피로시험을 실시하였다. 피로시험기의 제어방식은 폐루프식 제어기구를 응용한 것으로 설정하중과 수시로 검출되는 로드셀의 신호를 제어기에 내재된 A/D 변환기를 통해서 컴퓨터에 입력해 오차를 보정하는 방법을 택함으로서 고정도의 실험이 가능하다.

피로크랙의 측정은 시험편의 전면에 클립 게이지를 장착하여 크랙개구 변위를 측정하였고, 이 변위와 하중신호로부터 컴플라이언스를 구해 환산하는 방법을 이용하였다. 크랙길이 측정의 정밀도는 제어기안에 내제된 A/D 변환기의 분해능을 고려하면 크랙개구변위의 측정 정밀도가 약 0.0001mm 정도이며 이를 크랙길이로 환산하면 0.01mm 정도가 된다. 본 실험은 시험편의 장착과 제거를 제외하고 하중제어, 크랙길이 측정 및 데이터 처리 등이 모두 프로그램화 되어 자동으로 시행되었다.

반복하중은 하중제어에 의한 정현파형을 사용하였으며, 본 시험기는 Servo Valve 76-005를 사용하였다. 또한 진동수 범위는 1~20Hz 중에서 20Hz를 선택하여 사용하였다.

본 실험에서는 용접재의 피로크랙 성장 특성을 고찰하기 위하여 각각의 시험편을 제작하여 사용하였는데, 용접하지 않은 모재 시험편을 **Base metal**, 용착부에 노치를 가공한 시험편을 **WMZ**(Welded metal zone), 본드부(용착부로부터 3㎜)에 노치를 가공한 시험편을 **Bond Zone**, 열영향부(용착부로부터 7㎜)에 노치를 가공한 시험편을 **HAZ**(Heated affected zone)라고 칭하였으며, Table 3-4는 시험편의 종류를 나타내었다.

모재부, 용접부, 열영향부 등에서의 피로크랙 성장 특성을 명확히 해석하기

위하여 먼저, 모재시험편의 피로한도를 측정하여 모재의 피로한도를 기본으로 용접재 중 가장 강한 Specimen 3 재료의 피로한도를 다시 측정하여 이것을 기준으로 최대하중을 400kgf로 일정하게 가하고 하중비를 0.01, 0.1로 각각 달리하여 실험 데이터를 구하였고, Table 3-5와 3-6은 컴퓨터에 입력한 시험편 정보와 시험조건을 각각 나타내었다.

Table 3-4 Kinds of specimens

Specimen	Material	Initial crack position
Base metal	Base metal	Base metal
Specimen 1	Welded metal	Welded metal zone
Specimen 2		Bond zone
Specimen 3		Heated affected zone

Table 3-5 Specimen specifications of crack growth rate test

1	Specimen Type	Front Face	7	Tensile Test Temperature (℃)	25
2	Width(㎜)	50	8	Yield Stress(kgf/㎟)	40
3	Thickness(㎜)	10	9	Tensile Stress(kgf/㎟)	50
4	Clip Gauge Position(㎜)	0	10	Machined Notch Length(㎜)	25
5	Young's Modulus(kgf/㎟)	10,850	11	Displacement(TD3~8)	Strain
6	Poisson's Ratio	0.3			

Table 3-6 Test conditions of crack growth rate test

1	Test Mode	Load Constant	5	Initial Crack Length(㎜)	25
2	Load Max(kgf)	400	6	Final Crack Length(㎜)	49
3	Load Ratio	0.01, 0.1	7	Maximum Cycle	1E+07
4	Frequency(Hz)	20	8	Data Input Interval(㎜)	0.2

제 4 장 실험 결과 및 고찰

4.1 피로크랙 성장 특성

본 연구에서는 피로크랙 전파속도와 크랙길이와의 관계에 대하여 고찰하였으며, 또한 초기 크랙으로부터 1㎜당 시험편의 평균속도를 고찰하였다. Figs. 4-1 ~ 4-3은 모재 시험편과 각각의 용접된 3종류의 시험편을 피로크랙 전파속도와 크랙길이와의 관계를 비교하여 나타낸 그래프이다. 이때 피로크랙 진전속도 da/dN은 7점 다항식 근사법(Seven point incremental method)[29]을 사용하였다.

Figs. 4-1 ~ 4-3은 피로크랙 전파속도와 피로크랙길이와의 관계를 나타낸 것으로써 용접재의 경우 모재와는 다르게 직선적인 형태가 아닌 절곡점을 보이고 있었다. 이러한 원인은 크랙진전방향이 용접 비드를 직각으로 통과하기 때문에 용접 비드에 도달하기전과 후의 크랙 전파속도가 달라지므로 두 개의 기울기를 나타내는 것으로 사료된다.

Fig. 4-1에서는 초기크랙 진전속도가 모재 시험편에 비하여 약 14.5배 정도 낮은 속도를 나타내고 있으며, 크랙길이 a가 29.38㎜ 이상에서는 모재와 유사한 크랙 진전속도를 나타내고 있었다.

Fig. 4-2에서도 동일한 현상이 일어나지만 모재에 비해서 초기크랙의 진전속도가 약 30배나 현저히 낮은 속도를 나타났으며, a가 29㎜에서 동일한 크랙 진전속도를 나타냈다. 그리고 이 부분을 기점으로 Bond Zone는 모재부의 크랙진전속도에 비하여 상당히 높은 크랙진전속도를 나타내었으며, 최대 174%의 높은 속도를 나타내고 있다.

Fig. 4-3은 WMZ 시험편의 경우와 거의 동일한 곡선을 나타내고 있으며 단

지 차이점은 용접라인 자체가 후반부에 위치하기 때문에 WMZ에 비해서 마지막 a가 더 큰 데이터를 받아들일 수 있었다.

위의 내용을 종합하여 정리하면 용접으로 인한 이종재료을 통과하는 피로크랙 진전속도는 모재의 경우에 비하여 초기 매운 낮은 피로크랙 진전속도를 나타내지만 크랙길이 a가 약 28~30mm를 기준으로 모재의 피로크랙 진전속도를 추월한 것으로 보여 지며, Bond Zone 재료가 이들 중 가장 초기피로크랙 진전속도가 낮았으며, 피로크랙이 동일한 점을 지나 가장 피로크랙 진전속도가 높았음을 알 수 있었다.

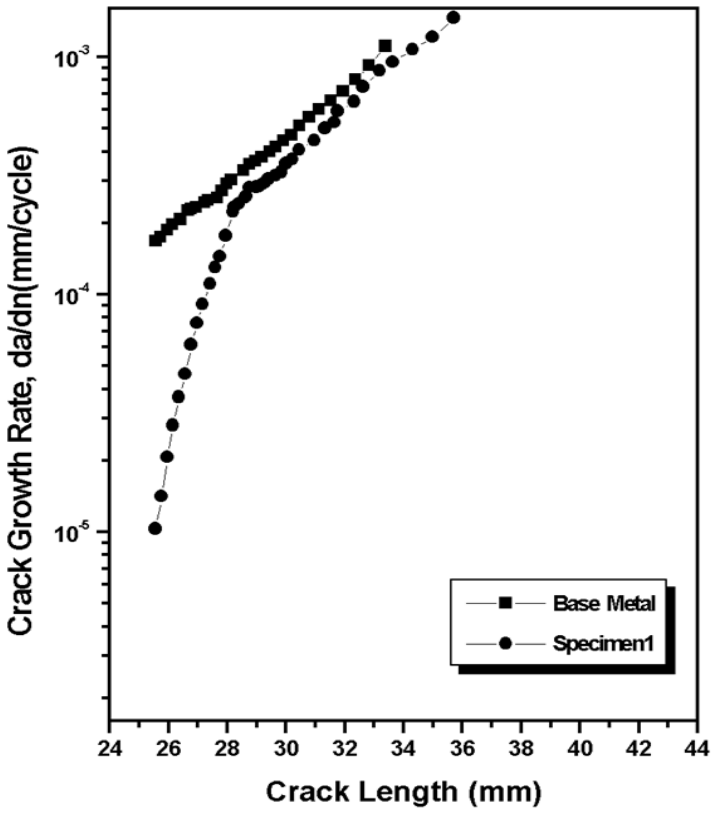


Fig. 4-1 Relation between crack growth rate and crack length for base metal and specimen 1

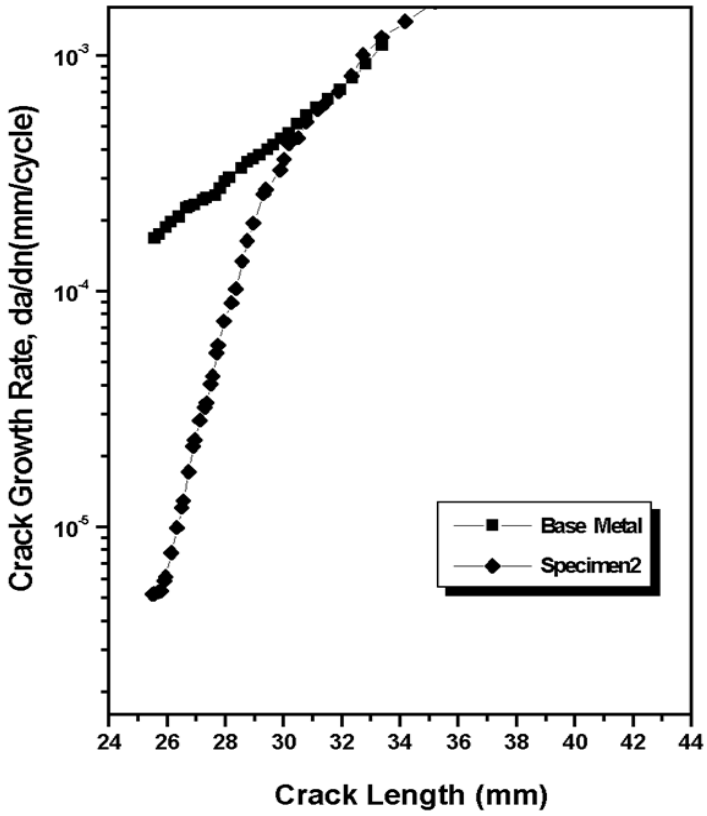


Fig. 4-2 Relation between crack growth rate and crack length for base metal and specimen 2

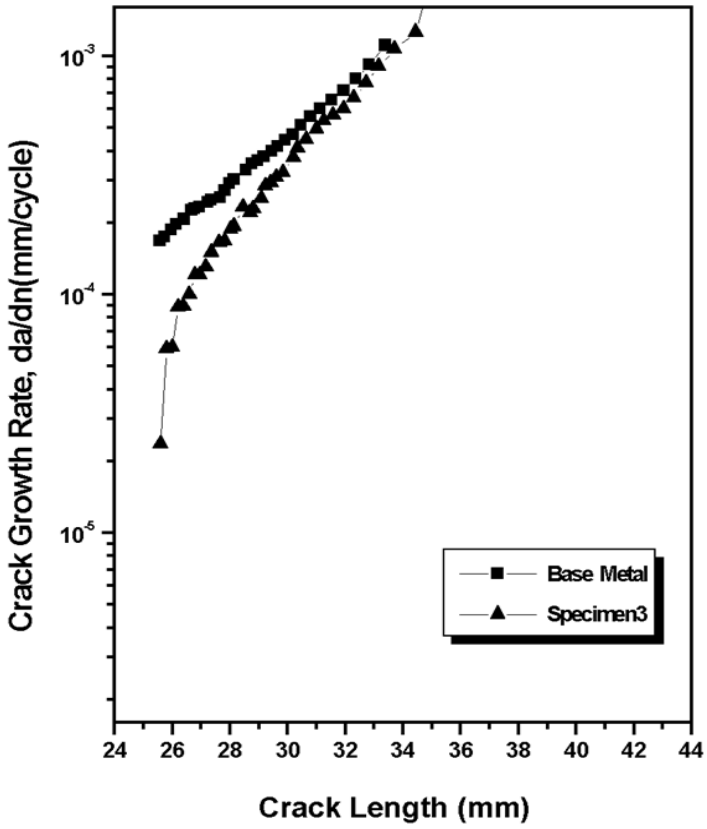


Fig. 4-3 Relation between crack growth rate and crack length for base metal and specimen 3

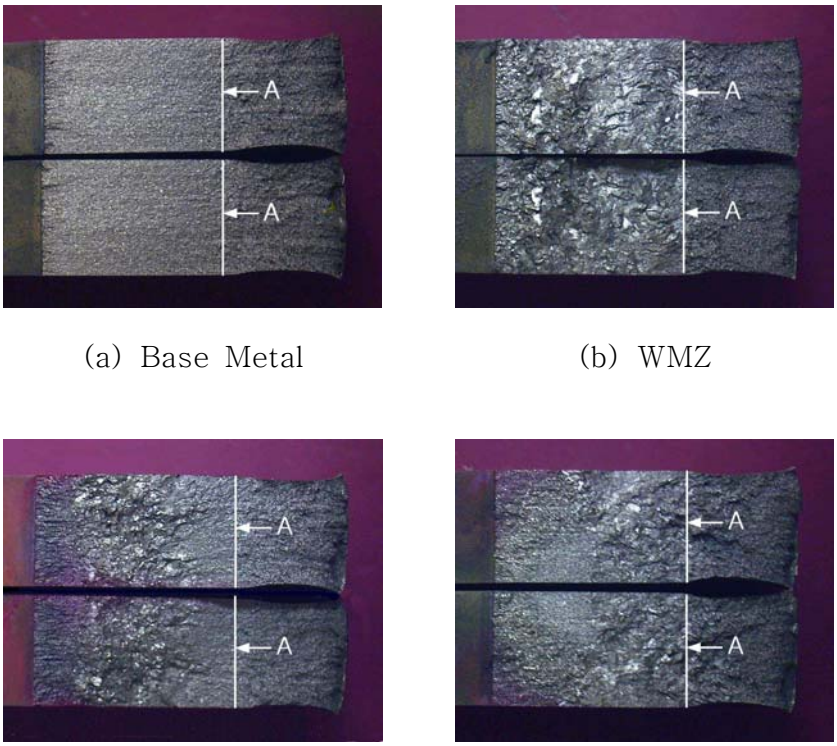
4.2 피로 파단면 분석

피로에 의한 파괴의 과정을 검토하여 보면 3가지 과정으로 나눌 수 있으나 대개의 경우 피로크랙의 전파과정은 부재 표면에 있어서의 반복 소성미끄럼에 의하여 인장응력의 방향과 약 45° 의 방향의 미끄럼에 따라 형성된 크랙이 그 방향으로 전파하는 제 1단계, 그것에 이어지는 인장방향에 수직으로 전파하는 제 2단계 및 최종적인 정적파괴의 3단계로 구분된다. 그 중에서 파면의 주요 부분을 이루고 있는 스트라이에이션 등 피로의 특징적 모양이 나타나는 것은 통상적으로 제 2단계로서 전자현미경 사진의 연구 및 응용의 대부분은 이 단계에 집중되어 있다.

여러 가지의 피로크랙의 발생 및 진전기구에서 하중의 작용으로 응력이 상승하는 동안 재료 표면에 존재하는 개재물이나 노치 등으로 인하여 국부적인 소성미끄럼이 일어나는 반면 하중을 내리는 동안 앞에서의 미끄럼은 변형경화 및 새로이 형성된 자유면의 산화에 의하여 미끄럼을 방해하므로 미끄럼은 평행한 다른 면에서 반대방향으로 일어난다. 이와 같은 작용의 반복으로 크랙이 발생하여 파단에 이르게 된다.

Fig. 4-4는 상온에서 실험한 순수 티타늄 시험편들의 피로 파단면을 디지털 카메라로 관찰한 것으로서, 사진에서 보이는 A선은 최종 파단부를 경계 지은 선이다. Fig. 4-5는 피로 파단면을 주사현미경(SEM)으로 모재부와 열영향부의 경계부분에선 50배, 그리고 모재, 열영향부, 용착부는 각각 200배의 배율로 관찰한 사진이다. Fig. 4-6은 광학현미경으로 시험편의 모재부와 열영향부 그리고 용착부에 대하여 관찰한 조직사진이다. Fig. 4-5와 4-6에서 관찰되어지는 바와 같이 모재부분과 용착 및 열영향부의 큰 차이점은 조직입자의 차이이며, 이는 용접판의 두께가 두껍기 때문에 용접열의 영향을 많이 받은 것으로

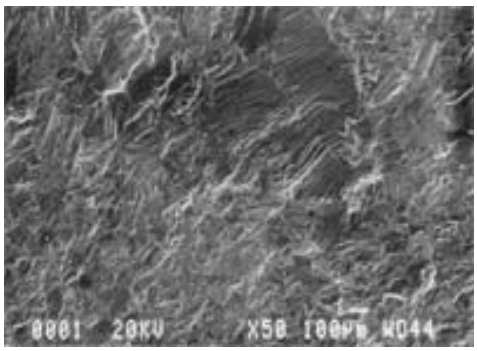
사료된다. 그리고 이들 모두에서 나타난 취성 스트라이에이션으로 보이는 무늬가 관찰되는데, 이는 순수티타늄이 연성이 부족한 재료이기 때문에 전반적인 물결무늬가 나타나지 않는 것이며, 이는 벽개면을 따라 취성적으로 진행하고 응력이 커지면 다소 소성변형이 일어나서 크랙이 둔화하여 진전이 정지하면서 형성된 것으로 생각된다.



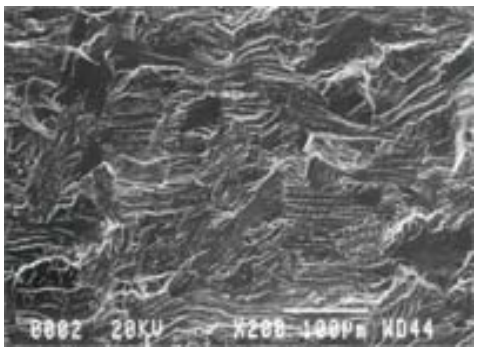
(a) Base Metal (b) WMZ

(c) Bond Zone (d) HAZ

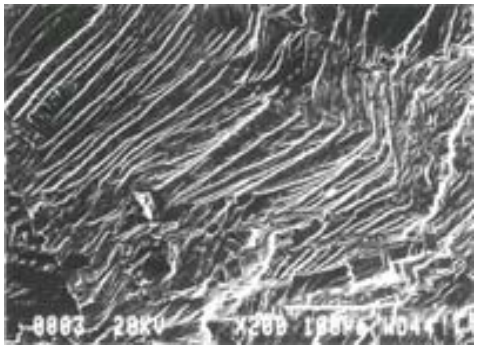
Fig. 4-4 Digital camera fractography of ASTM B265 grade 2



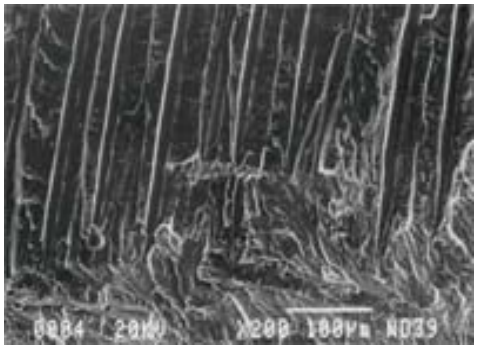
(a) Base metal and HAZ(×50)



(b) Base metal (×200)

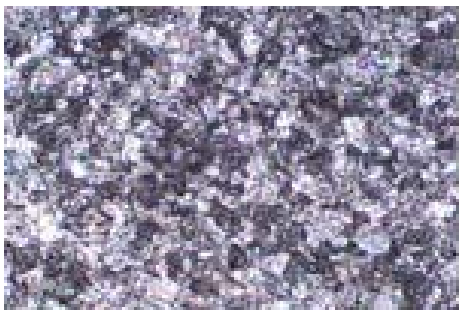


(c) HAZ (×200)



(d) Welding Zone (×200)

Fig. 4-5 SEM fractography of ASTM B265 grade 2



(a) Base Metal

(b) H A Z

(c) Welding Zone

Fig. 4-6 Micro-structure of ASTM B265 grade 2(×500)

4.3 피로수명 평가

피로크랙 전파속도 da/dN과 피로크랙길이 a와의 관계에서 재료상수 p_2 및 C_2는 초기크랙이 발생하는 부분과 최종파단이 일어나기 전의 급속 크랙진전부분의 불안정 성장구간을 제외한 안정성장구간에서 구하였다. 초기크랙이 발생하는 과정에서 불안정 성장구간을 나타내는 원인으로는 입자크기, 가공경화의 정도, 개구비, 소성화로 인한 소규모 항복조건 이탈 등이 있다.

이때 피로크랙 진전속도 da/dN은 7점 다항식 근사법[29]을 사용하였다.

피로크랙 전파속도식 $da/dN=C_2a^{p_2}$식을 변수분리하여 적분함으로써 식 (4-1)와 같은 피로크랙 전파 수명식을 얻을 수 있었다.

$$N_{op}=\frac{a_{op}^{(1-p_2)}-a_i^{(1-p_2)}}{(1-p_2)C_2}+N_i \qquad (4-1)$$

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/dN과 피로크랙길이 a와의 관계를 이용하여 얻어진 재료상수 p_2 및 C_2의 값을 나타낸 것이다.

피로수명의 예측값은 피로크랙 전파속도와 피로크랙 길이와의 관계에서 구한 재료상수 C_2와 p_2를 식 (4-1)에 초기크랙 a_i와 임의의 크기로 진전된 크랙길이 a_{op}를 대입하여 각각의 크랙길이에 대응하는 피로수명을 계산하였다.

Figs. 4-7 ~ 4-14는 실험으로부터 얻어진 피로수명의 실험값과 위의 식 (4-1)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_{max}	Material Constants	Load Ratios	
			R = 0.01	R = 0.1
Base Metal	400kg$_f$	p_2	0.66398	0.67497
		C_2	1.6629×10^{-4}	1.5639×10^{-4}
WMZ	400kg$_f$	p_2	1.74317	1.69557
		C_2	1.7171×10^{-4}	2.0435×10^{-4}
Bond Zone	400kg$_f$	p_2	1.79826	2.42424
		C_2	1.8919×10^{-4}	6.7803×10^{-4}
HAZ	400kg$_f$	p_2	1.43906	1.67925
		C_2	2.6748×10^{-4}	2.5179×10^{-5}

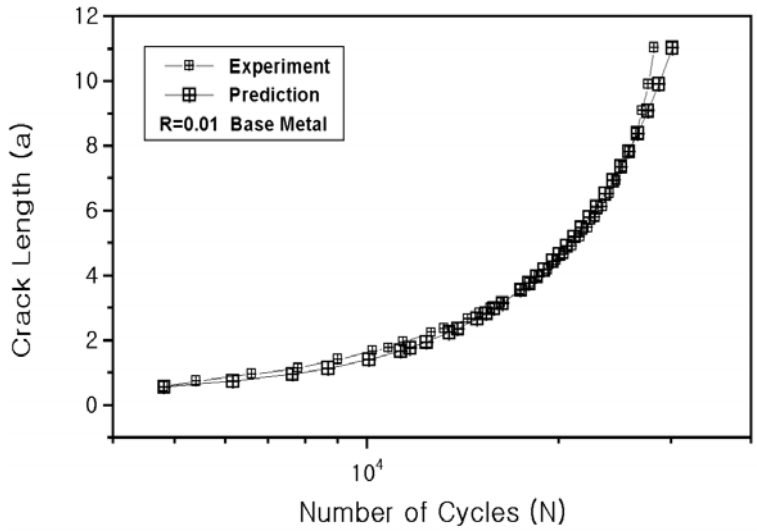


Fig. 4-7 Fatigue life prediction of a-N(base metal, R=0.01)

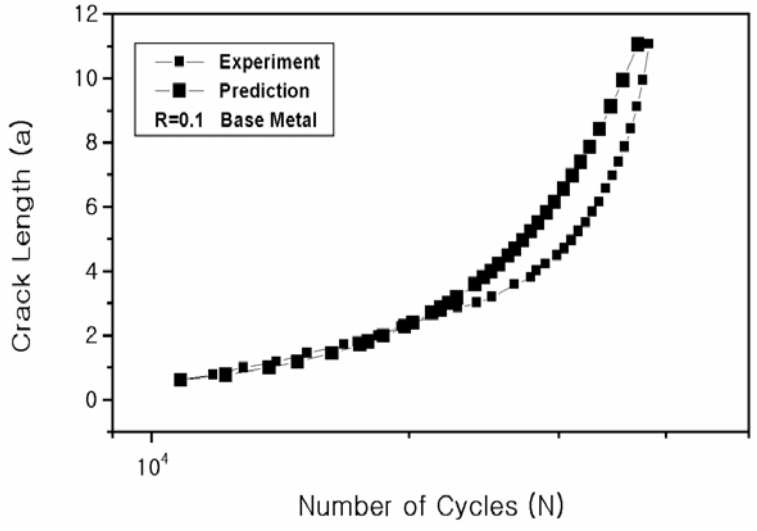


Fig. 4-8 Fatigue life prediction of a-N(base metal, R=0.1)

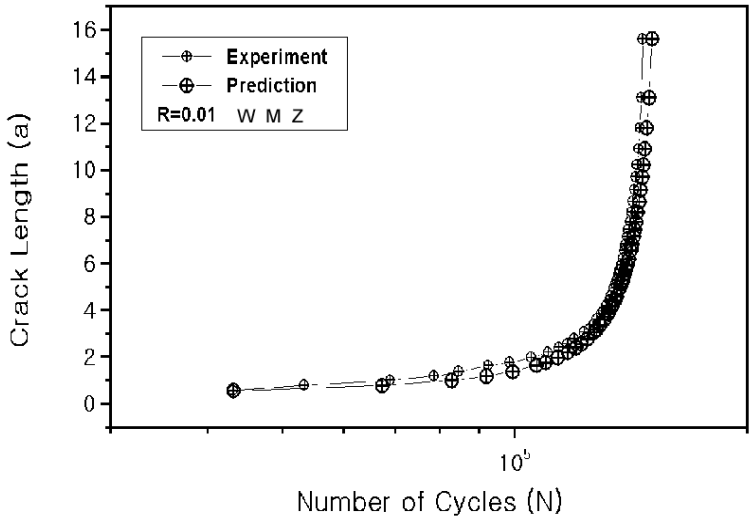


Fig. 4-9 Fatigue life prediction of a-N(WMZ, R=0.01)

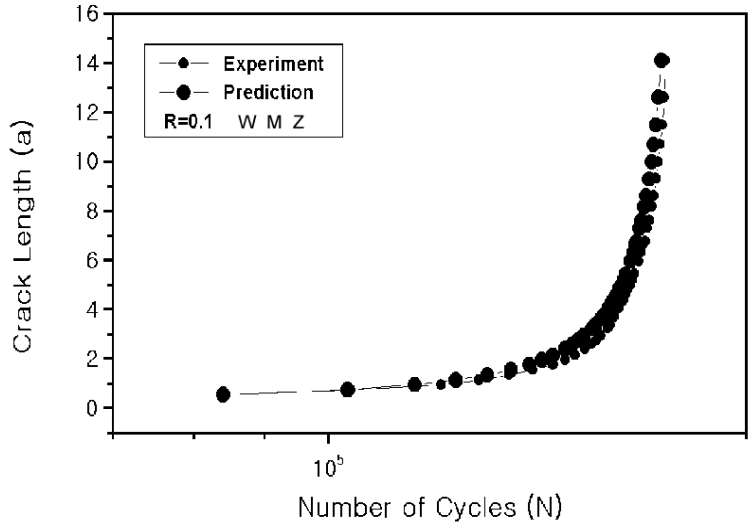


Fig. 4-10 Fatigue life prediction of a-N(WMZ, R=0.1)

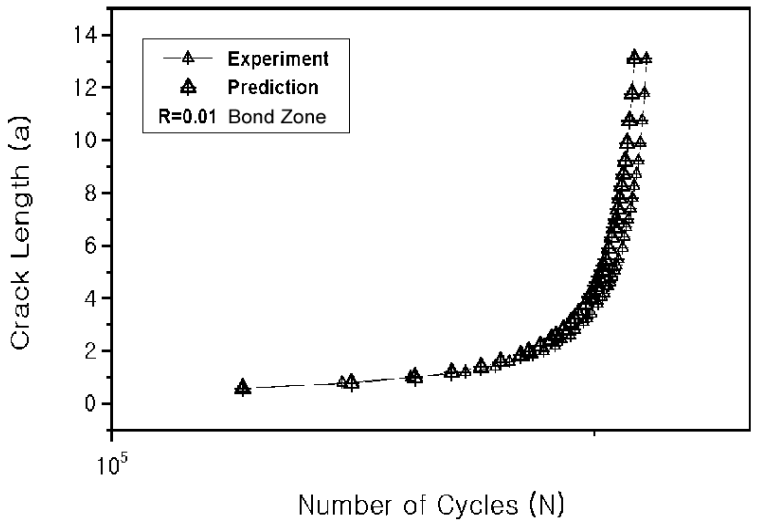


Fig. 4-11 Fatigue life prediction of a-N(Bond zone, R=0.01)

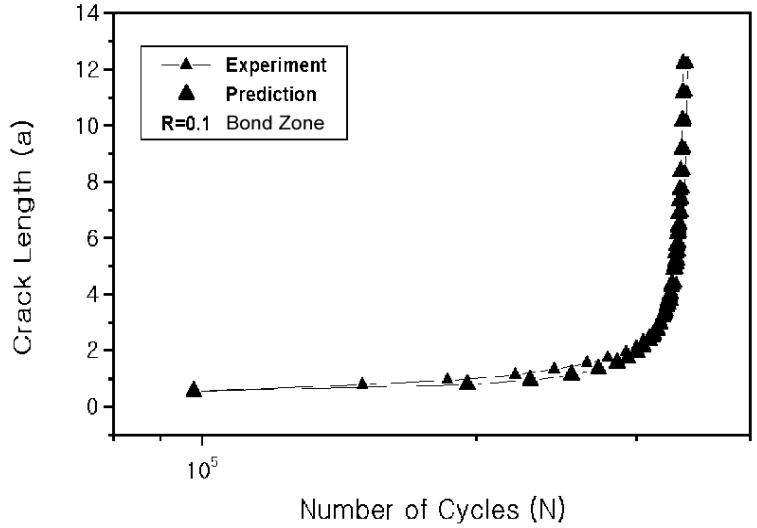


Fig. 4-12 Fatigue life prediction of a-N(Bond zone, R=0.1)

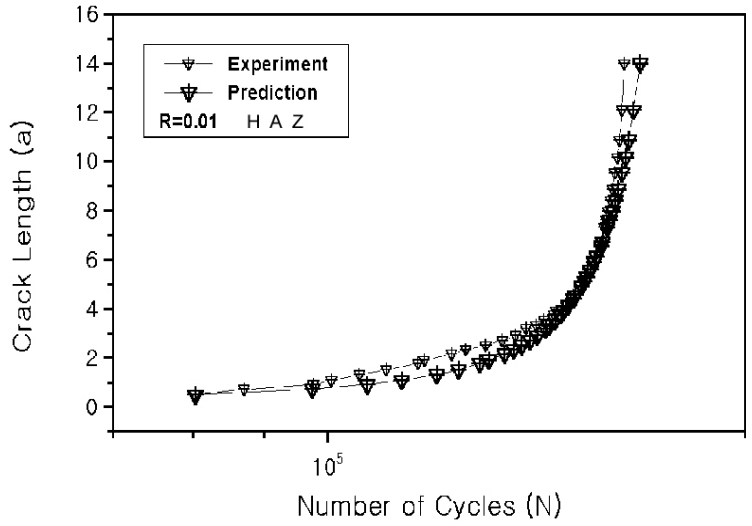


Fig. 4-13 Fatigue life prediction of a-N(HAZ, R=0.01)

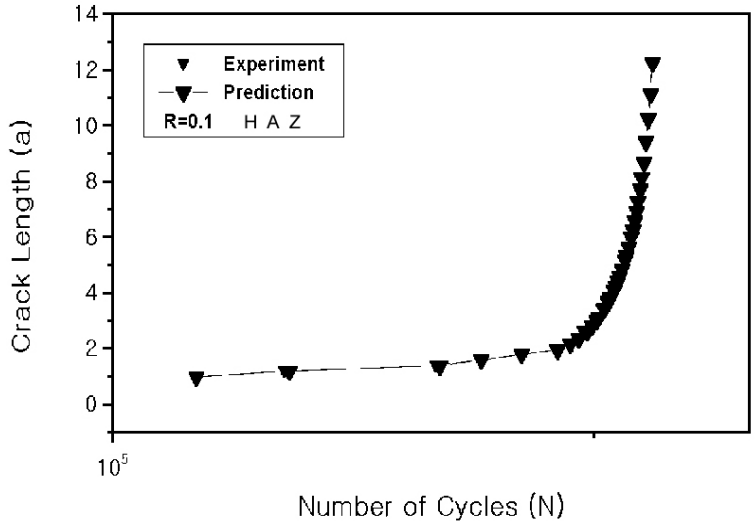


Fig. 4-14 Fatigue life prediction of a-N(HAZ, R=0.1)

제 5 장 결 론

본 연구에서는 순수 티타늄 용접재 시험편을 통하여 피로 특성을 각각 비교•평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 피로크랙 진전속도는 Bond부, 용착부, HAZ 순으로 느리게 나타났으나, 피로수명은 Bond부, HAZ부, 용착부 순으로 높게 나타났다.

2) 피로 파단면에서는 전반적으로 취성 스트라이에이션이 나타났는데, 이는 벽개면을 따라 취성적으로 진행하고 응력이 커지면 소성변형이 발생하기 때문에 크랙이 둔화되어 진전이 정지하면서 형성된 것으로 사료된다.

3) 동일한 하중비 조건에서 피로수명은 모재에 비해 Bond zone에서는 약 700% 이상 높게 나타났으며, 동일한 조건의 시험편에서 피로수명은 하중비 0.01에 비해 0.1에서는 평균적으로 130% 정도 크게 나타났다.

4) 실험으로부터 얻어진 재료상수를 이용하여 피로크랙 전파속도 예측식에 적용하여 피로수명을 예측한 결과 노치 위치 및 하중비에 관계없이 약 5% 정도의 낮은 오차를 보이며 잘 일치함을 알 수 있었다.

참 고 문 헌

(1) Paris : "Fatigue fracture in welding construction", publication dela soudure autogine, 1976.

(2) 日本機械學會 : “機械構造物の 破壞事例と 解析技術”, 析術資料, 1984.

(3) 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.

(4) 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.

(5) 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.

(6) 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勞き裂傳ぱ則”,日本機械學會論文集(A編), 第54卷, 第491號, pp. 1163-1166, 1987.

(7) 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勞き裂傳ぱ則”,日本機械學會論文集(A編), 第54卷, 第500號, pp. 663-669, 1988.

(8) 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.

(9) Wareing, J., "Fatigue Crack Growth in a Type 316 Stainless Steel at

Elevated Temperatures", Metallurgical Transaction A, Vol. 6A, pp. 1367-1377, 1975.

(10) 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", 日本鎔接學會誌, Vol, 45 No. 1, pp, 54-60, 1976.

(11) 吉田 進 金尾正雄 , "Effect of size and frequency on fatigue properties of SM50B butt welded joint", 日本鎔接學會誌, Vol, 47, No. 9, pp. 627-632, 1978.

(12) 日本鎔接協會規格 : 鎔接作業標準, WES 7102, 1983.

(13) Paris, P.C., The Growth of Fatigue Cracks due to Variation in Load, Ph.D. Thesis, Lehigh University, 1963.

(14) 吉田 進 金尾正雄 , "Effect of size and frequency on fatigue properties of SM50B butt welded joint", 日本鎔接學會誌, Vol, 47, No. 9, pp. 627-632, 1978.

(15) Paris, P.C., The Growth of Fatigue Cracks due to Variation in Load, Ph.D.Thesis, Lehigh University, 1963.

(16) A. A Griffith, "The Phenomena of Rupture and Flow in Solides", Phil. Trans. Roy. Soc, London, Series A, Vol. 221, p. 163, 1920.

(17) E, Orowan, "Energy Criteria of Fracture", Welding Journal, Vol. 34, pp. 1575-1582, 1955.

(18) 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.

(19) H. M. Westergaard, "Bearing Pressures and Cracks", Trans. ASME, J. Apple. Mech., Vol. 6, pp. 49-53, 1939.

(20) P. C. Paris, F. Erdogan, "A Critical Analysis of Crack Behavior Laws", J. Basis Engineering. Trans. ASME, Vol . 85, No. 4, p. 528, 1963.

(21) Richard W. Hertzberg, "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Meterials-2th Edition", John Wiley &Sons, Inc., pp. 548-573, 1980.

(22) David Broek, "Elementary Engineering Fracture Mechanics", 4th ed. Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, pp. 260-298, 1986.

(23) A. S. Teleman, A. J. McEvily, "Fracture of Structural Materials", John Wiley & Sons, Inc., New York, pp. 347-402, 1967.

(24) Julie A. Bannantine, Jess J. Cdmer & James L. Handrock, "Fundametals of Metals Fatigue Analysis", Prentice-Hall Inc., New Jersey, pp. 89-83, 1980.

(25) Nisitani, H., "Unifying Treatment of Fatigue Crack Growth Laws in Small Large and Non-Propagating Cracks", Mechanics of Fatigue and, ASME, Vol. 47, pp. 151-166, 1981.

(26) Nisitani, H. and Goto, M., 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.

(27) 재료시험법, 원창출판사, Vol. 1, pp. 121-147, 1994.

(28) 선급 및 강선규칙, 제 2편 재료 및 용접, 한국선급, Vol. 2, pp. 58-59, 1998.

(29) 中村 宏, 恒成, 利康, 堀川 武, 岡崎 章三, 機械の疲勞壽命設計, 養賢堂, 東京, 1983.

감사의 글

우선 저의 모든 일을 계획하시고 인도하여 주신 하나님께 감사드립니다.
2007년도 2학기 어느 날 갑작스럽게 찾아뵙고 인사를 드렸지만 흔쾌히 받아주시고 자상하신 가르침으로 논문이 완성 될 때까지 많은 지도와 편달을 해주신 최 병기 교수님께 깊은 감사를 드립니다. 앞으로도 더 많은 지도와 편달을 부탁드립니다.
논문심사에 세심한 배려와 많은 조언을 해주신 정 재강 교수님과 차 용훈 교수님께 감사의 말씀을 드립니다.

오늘의 제가 이 자리에 있기까지 사랑과 믿음으로 뒷바라지를 해주신 아버님 박 영근님, 자식에 대한 큰 사랑으로 살아오시고 항상 제 결정을 믿어 주시고 적극 지원해 주신 어머님 박 현순님께 감사드립니다. 항상 부모님의 기대에 저버리지 않기 위해 노력하고 누구에게나 인정받고 사랑받는 딸이 되고, 학생들에게 존경받을 수 있도록 정직하게 살겠습니다.
항상 저를 믿어주고 지원해주고 때론 친구처럼 고민상담도 해주고 때론 부모님처럼 이끌어준 오빠 김 경석에게 감사의 마음을 전합니다.
저를 초등학교 때부터 지켜보시며 항상 기도해주시는 순천서림교회 강 철기 목사님과 최 혜련 사모님께 감사의 마음을 전합니다.

본 연구를 수행하고 어려운 일들을 열심히 도와주신 피로실험실 선배 최 병희 박사님, 대학원 생활을 즐겁고 보람있게 할 수 있도록 도와준 정 지현언니와 박 상섭, 3년 동안 같이 열심히 대학원 생활한 동기 이 강언니와 심적으로 항상 응원해주고 많은 도움을 준 모 성창선배, 정 형모선배, 김 남형선배에게 고마운 마음을 전합니다.

그리고 직장 생활을 병행하면서도 열심히 대학원생활에 충실할 수 있도록 도와주신 춘천기계공업고등학교 김 창석 교장선생님, 양 재부 교감선생님, 유 선재 교무부장님, 빌딩자동화과 양 홍모 과부장님 그리고 모든 나의 직원 여러분에게 감사합니다.

배움을 두려워하지 않고 항상 배움의 자세로 살아가도록 노력하며 항상 나의 자리에서 주어진 삶에 감사하며 열심히 바르게 살아나가도록 하겠습니다. 감사합니다.

2008년 12월 22일

박 영란

저작물 이용 허락서

학 과	기계·금속교육	학 번	20068124	과 정	석사
성명	한글: 박 영 란 한문: 朴 英 蘭 영문: Park, Young-Ran				
주소	강원 춘천시 후평1동 742-21 엔젤 B동 201호				
연락처	Tel ; 010-2963-2317 E-MAIL: lmnop612@nate.com				
논문제목	한글 : 순수 Ti 용접재의 피로특성에 관한 연구 영문 : A Study on the Fatigue Characteristics of Pure Ti Welding Materials				

본인이 저작한 위의 저작물에 대하여 다음과 같은 조건 아래 조선대학교가 저작물을 이용할 수 있도록 허락하고 동의합니다.

- 다 음 -

1. 저작물의 DB구축 및 인터넷을 포함한 정보통신망에의 공개를 위한 저작물의 복제, 기억 장치에의 저장, 전송 등을 허락함.
2. 위의 목적을 위하여 필요한 범위 내에서의 편집·형식상의 변경을 허락함. 다만, 저작물의 내용변경은 금지함.
3. 배포·전송된 저작물의 영리적 목적을 위한 복제, 저장, 전송 등은 금지함.
4. 저작물에 대한 이용기간은 5년으로 하고, 기간종료 3개월 이내에 별도의 의사표시가 없을 경우에는 저작물의 이용기간을 계속 연장함.
5. 해당 저작물의 저작권을 타인에게 양도하거나 또는 출판을 허락을 하였을 경우에는 1개월 이내에 대학에 이를 통보함.
6. 조선대학교는 저작물의 이용허락 이후 해당 저작물로 인하여 발생하는 타인에 의한 권리 침해에 대하여 일체의 법적 책임을 지지 않음.
7. 소속대학의 협정기관에 저작물의 제공 및 인터넷 등 정보통신망을 이용한 저작물의 전송·출력을 허락함.

2008 년 12 월 일

저작자: 박 영 란 (서명 또는 인)

조선대학교 총장 귀하