[UCI]I804:24011-200000231643

2007년 2월

교육학석사(기계·금속 교육)학위논문

Ti 용접재의 피로크랙 진전거동에 관한 연구

조선대학교 교육대학원

기계·금속 교육전공

송 민 호

Ti용접재의 피로크랙 진전거동에 관한 연구

A Study on the Fatigue Crack Propagation Behavior of Ti Welding Material

2007년 2월 일

조선대학교 교육대학원

기계·금속교육전공

송 민 호

Ti 용접재의 피로크랙 진전거동에 관한 연구

지도교수 최 병 기

이 논문을 교육학석사학위신청 논문으로 제출함.

2006 년 10 월 일

조선대학교 교육대학원

기계·금속교육전공

송 민 호

조선대학교
CHOSUN UNIVERSITY
100373554 2007-04-09

송민호의 교육학석사학위 논문을 인준함.

위원장 조선대학교 교수 홍 석 주

위 원 조선대학교 교수 윤 성 운

위 원 조선대학교 교수 최 병 기

2006 년 10 월 일

조선대학교 교육대학원

목 차

Nomenclatures ..... Ⅲ

List of Figures ..... Ⅳ

List of Photographs ..... Ⅴ

List of Tables ..... Ⅵ

ABSTRACT ..... Ⅶ

제 1 장 서 론 1

1.1 연구배경 1

1.2 연구목적 3

제 2 장 이론적 배경 4

2.1 티타늄의 용접 4

2.2 피로크랙 발생 및 전파거동 10

2.3 선형탄성 파괴역학 13

제 3 장 실 험 22

3.1 시험편 22

3.2 실험방법 31

제 4 장 실험 결과 및 고찰 ····· 34

4.1 기계적 성질에 미치는 영향 ····· 34

4.2 피로크랙 진전거동 특성 ····· 38

4.3 피로 파단면 분석 ····· 45

제 5 장 결 론 ····· 49

참 고 문 헌 ····· 50

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 8
Fig. 2-2 Mechanical properties to content of hydrogen 9
Fig. 2-3 Schematic illustration of stages I and II transcrystalline microscopic fatigue crack growth 12
Fig. 2-4 Basic modes of crack surface displacement 19
Fig. 2-5 Schematic illustration of elastic-stress-field near the crack tip 20
Fig. 2-6 Schematic illustration of three regions of fatigue crack growth rate versus stress intensity factor range 21
Fig. 3-1 Geometry of tensile test specimens 25
Fig. 3-2 Standard compact-tension(CT) specimen for fatigue testing 27
Fig. 4-1 Hardness distribution in welding according to welding pass condition 35
Fig. 4-2 Result of tensile test according to welding pass condition 37
Fig. 4-3 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and WMZ 40
Fig. 4-4 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and Bond Zone 41
Fig. 4-5 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and HAZ 42
Fig. 4-6 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and TAZ 43
Fig. 4-7 Relation between crack behavior rate and crack length for all specimens 44

List of Photographs

Photo. 3-1 Fatigue testing machine employed 29
Photo. 4-1 Micro-structure of ASTM B265 grade 2(×500) 47
Photo. 4-2 SEM fractographies of ASTM B265 grade 2 48

List of Tables

Table 3-1 Chemical compositions of ASTM B265 grade 2 high-pure titanium 22

Table 3-2 Mechanical properties properties of ASTM B265 grade 2 high-pure titanium 23

Table 3-3 Welding conditions of welding pass 24

Table 3-4 Chemical compositions of welded wire 26

Table 3-5 Specimen specifications of crack growth rate test 33

Table 3-6 Test conditions of crack growth rate test 33

ABSTRACT

A Study on the Fatigue Crack Propagation Behavior of Ti Welding Material

Song, Min-Ho
Advisor : Prof. Choi, Byung-Ky, Ph.D.
Mechanical & Metallurgical Education
Graduate School of Education, Chosun University

Fatigue fracture often occurs due to the fatigue crack in the machine and weling structure; and this is the result of severe operational environment, operational condition, and design condition caused by the large scaled and light weighted machine and structure in recent days. Therefore, safety and reliability should be secured to prevent the fatigue fracture of machine and structure, and the use of titanium has been increased in the metal material for the safety and reliability.

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

We compared and reviewed th fatigue crack propagation behavior of nonwelded base metal and welded specimens having different notch position to evaluate the fatigue crack propagation behavior by welding condition.

From these test, we reached conclusion as followings ;

1. 4 pass specimen has the highest hardness value and 5 pass and 7 pass specimens were the next in order. Also, the hardness distribution was very high in HAZ part rather than the welding zone, and it refers that this causes the decrease of fatigue life in welding part.

2. At the same welding condition, 4 pass specimen which had the smallest number of welding pass had the highest tensile strength with 51kgf/㎟ and the tensile strength of 4 pass specimen was 10% higher than the one of 7 pass specimen, and its elongation reduced about 30%.

3. The initial fatigue crack propagation rate is slower in this order, boundary zone < welding zone < HAZ < base metal. Especially boundary zone's growth speed is slower about 30 times than base metal's.

4. 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.

제 1 장 서 론

1.1 연구배경

21 세기, 꿈의 신소재라고 불리 우는 티타늄에 대한 관심이 날로 높아지고 있는 가운데, 국내에서는 다양한 분야에서 티타늄의 수요가 급속히 늘어나고 있는 추세이다.

현재, 우리가 가장 많이 사용하고 있는 철강재료 금속이 공업화된 시기가 1780년대이고 동합금이 1800년대 초, 알루미늄이 1890년대, 스테인리스강이 1910년대임에 반하여 티타늄이 공업화된 시기는 1950년대로 비교적 짧은 역사를 가지고 있다. 따라서 재료사용량의 증가에 관한 이들 금속재료의 역사적 추이로 볼 때 신소재인 티타늄의 미래는 아주 밝다고 할 수 있다.

티타늄 합금의 특징은 가벼우면서 저온은 물론 중온까지 비강도가 높게 유지되고 피로강도나 파괴인성과 같은 기계적 성질이 우수할 뿐만 아니라 화학약품 및 해수에 대한 내식성이 좋아 우주항공 산업을 비롯한 잠수정, 석유시추용구조재, 원자력, 화력, 수력발전용 발전기 부품에 사용된다. 또한, 생체의료기 스포츠레저 용구, 일상용품에 이르기 까지 그 응용분야가 상당히 넓고 계속적인 증가를 보이고 있다. 이러한 티타늄 합금은 기계 부품이나 용접구조물의 용접부 근처에 생기는 균열은 반복하중에 의한 피로가 원인이 되어 발생하는 경우가 많다.

기계 및 용접구조물의 파손사고 예에 의하면[1, 2] 고온피로, 부식피로, 프레팅 피로(fretting fatigue)를 포함한 피로에 의한 사고가 약 60%를 차지하고 있다. 불안정 파괴가 약 20%를 차지하지만, 불안정파괴 중 많은 부분은 초기결

함이 사용 중에 반복하중에 의하여 피로균열이 진전하여 균열이 한계치수에 도달한 시점에서 불안정파괴를 일으키고 있으므로 손상파괴 중 약 80%는 피로와 관계하고 있다고 말하고 있다. 그러므로 기계부품이나 용접구조물의 용접부 근처에 생기는 균열은 반복하중에 의한 피로가 원인이 되어 발생하는 경우가 많다.

이와 같이 기계 및 용접구조물에서 피로 크랙에 의하여 피로파괴가 발생하는 것이 많이 발견되는데, 이는 최근에 기계 및 구조물의 대형화, 경량화 됨에 따라 사용조건 및 사용 환경이 가혹해지고 설계조건이 엄격해진 결과이다. 그러므로 기계 및 구조물의 피로 파괴를 방지하여 안전성과 신뢰성을 확보하여야 하는데 현재 이러한 피로파괴에 안전성과 신뢰성을 주는 금속재료로 티타늄의 사용이 날로 증가하고 있다[3].

따라서 본 연구에서는 여러 분야에서 잠재 가능성이 높은 Ti을 이용하여 피로크랙 진전거동을 실험을 통하여 비교•분석하고자 한다.

1.2 연구목적 및 방법

티타늄은 비중이 4.54 g/cm^3 로서 알루미늄 (2.71 g/cm^3)에 비해서는 1.6배 무겁고, 철 (7.87g/cm^3)에 비해서는 60%정도로 가벼우며, 일반적으로 경금속으로 분류되는 금속이다. 순 티타늄의 융점은 1668℃로 철 (1536℃)보다 높고, 열팽창계수, 열전도도가 낮은 특징을 가지고 있다. 티타늄에는 두 개의 동소체가 있다. 조밀육방정(hcp)의 α상과 체심입방정(bcc)의 β상으로서 상온에서 883℃ 까지는 α상이 안정하고 883℃ 이상의 온도에서는 β상이 안정하다. 지각을 구성하고 있는 원소들 중 O, Si, Al, Fe, Ca, Na, k, Mg에 이어 9번째로 풍부한 원소이다.

이렇게 많은 매장량과 다기능 재료로 각광 받고 있는 티타늄 및 티타늄 합금에 대한 사용이 증가하고 있으나, 고온에서 급격히 산화되어 본래 요구되는 성질이 소멸되기 때문에 열간가공과 용접이 곤란하며, 특히 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.

따라서 다음과 같은 실험을 통하여 티타늄의 기계적 특성을 평가하고자 하였다. 티타늄의 용접성을 평가하기 위하여 일정한 크기로 기계 가공한 후, 여러 용접 조건으로 용접하여 각각의 용접 조건에 따른 기계적 성질에 미치는 영향을 평가하였으며, 또한 티타늄의 용접에 따른 피로크랙 진전거동을 평가하기 위하여 용접하지 않은 모재 시험편과 용접재의 각 부위별 노치를 가공한 용접재 시험편을 통하여 피로크랙 진전거동 특성을 각각 비교•검토 하였다.

제 2 장 이론적 배경

2.1 티타늄의 용접 특성

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.[4, 5]

티타늄의 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 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 분위기 하의 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.[6]

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.[5]

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.

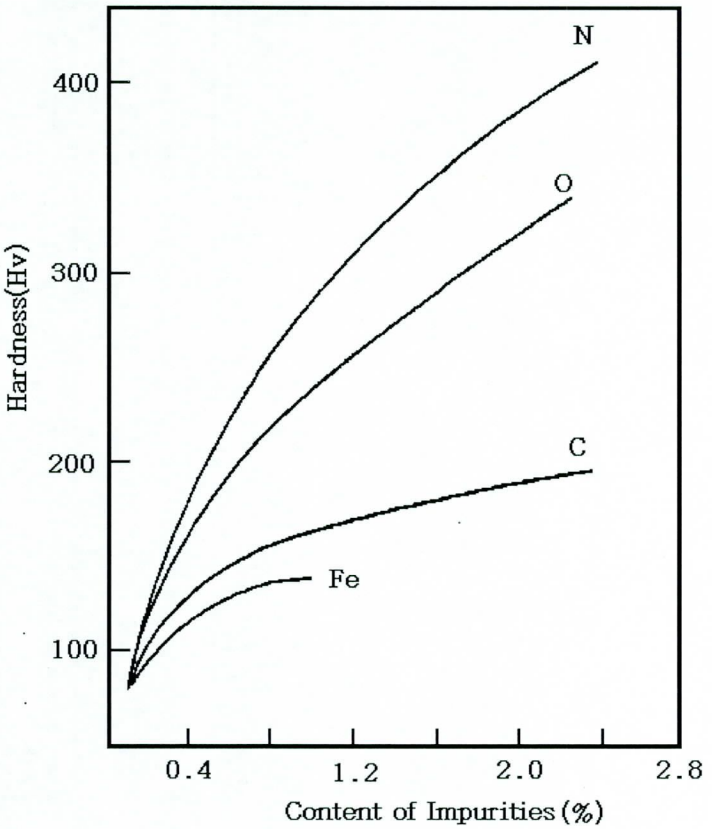


Fig. 2-1 Hardness variation to content of impurities

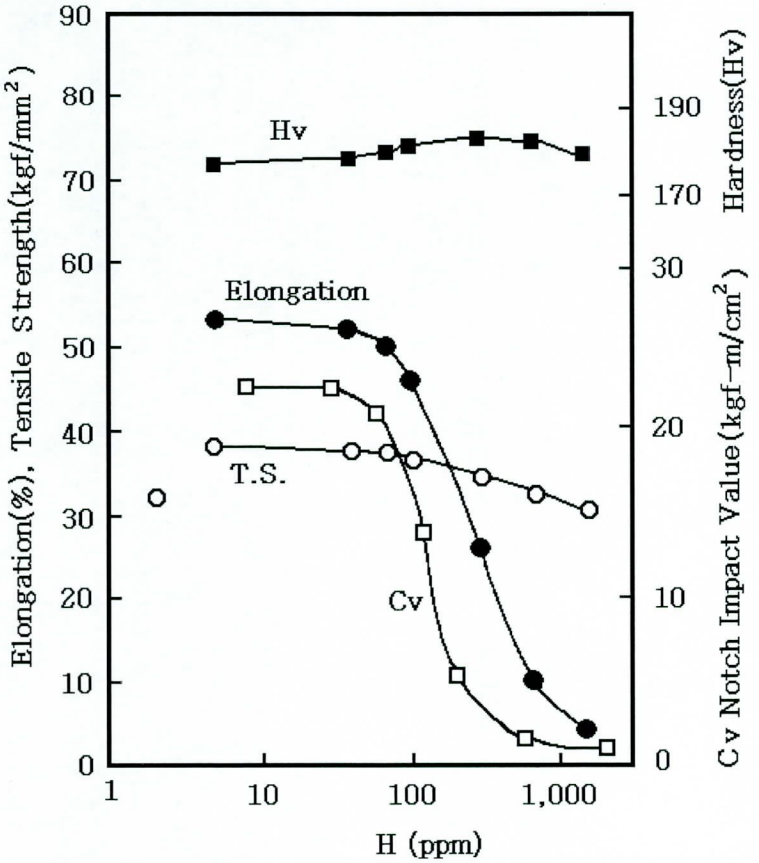


Fig. 2-2 Mechanical properties to content of hydrogen

2.2 피로크랙 발생 및 전파거동

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 마

치 수지상으로 성장하면서 서로 간섭, 지연 및 합체하면서 주크랙으로 가속 전파하여 파단에 이른다. 재료의 파면을 전자현미경으로 관찰하여 보면 스트라이에이션 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.

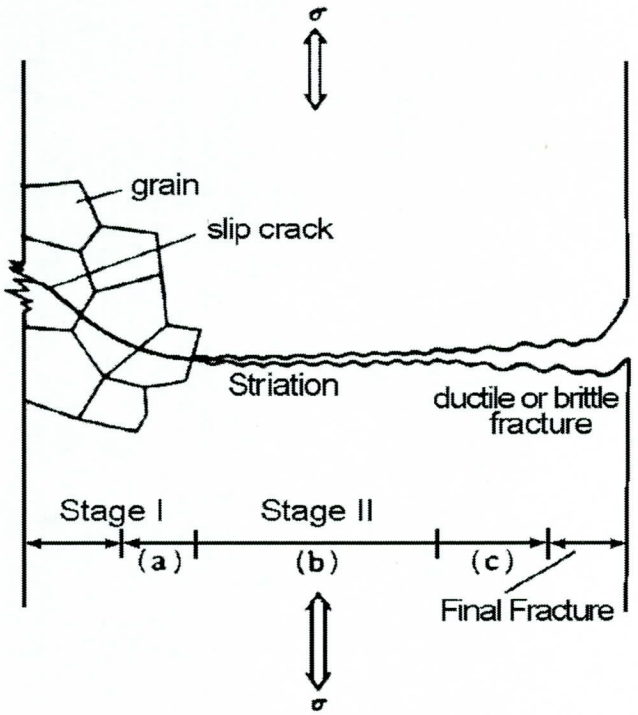


Fig. 2-3 Schematic illustration of stages Ⅰ and Ⅱ transcrystalline microscopic fatigue crack growth

2.3 선형탄성 파괴역학

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[7]는 크랙의 성장에 의하여 방출되는 에너지가 크랙성장을 위하여 필요한 에너지를 충분히 감당하면 크랙전파가 발생한다고 생각하였으며, 그의 학설에서 시작된 파괴역학은 E. Orowan[8] 등을 거쳐 G. R. Irwin[9]의 에너지적 접근과 크랙진전 임계응력에 기초를 둔 응력확대계수를 도입하게 되면서 급속한 발전을 가져왔다.

Irwin은 파괴의 3가지 모드를 Westergaard의 응력함수[10]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

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

(2) Mode Ⅱ

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

(3) Mode Ⅲ

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

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.

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

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[11].

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[12].

여기서, ΔK를 정의하면 다음과 같다.

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

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[13].

영역 Ⅱ에서의 log da/dN-log ΔK는 선형적 관계를 나타내며, 식으로 나타내면 다음과 같다[14~18].

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

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.

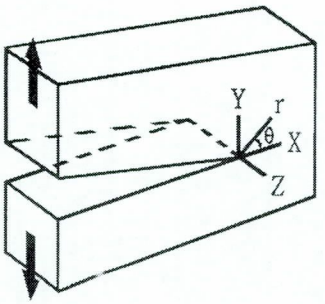
영역 Ⅲ은 피로크랙 성장률이 크고 피로크랙 진전수명은 짧은 영역으로 파괴인성 K_C의 특성을 나타내며, 시험편의 크기 및 최종 크랙길이 등과 관계된다. 이 영역은 da/dN > 10^{-5}m/cycle인 급가속 크랙성장속도를 갖는 불안정 파괴영역이다.

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

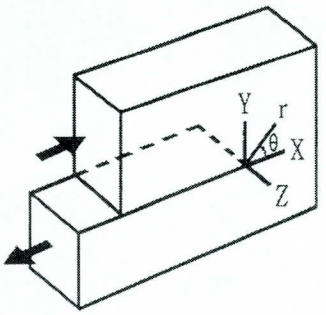
$$da/dN = C(\Delta K)^m / (1-R)K_C - \Delta K \qquad (2-11)$$

이 식을 Forman식이라고 한다[16~18].

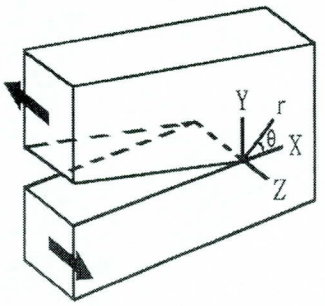
여기서, C 및 m은 재료상수이며, K_C는 재료의 파괴인성치이다.



Mode I



Mode II



Mode III

Fig. 2-4 Basic modes of crack surface displacement

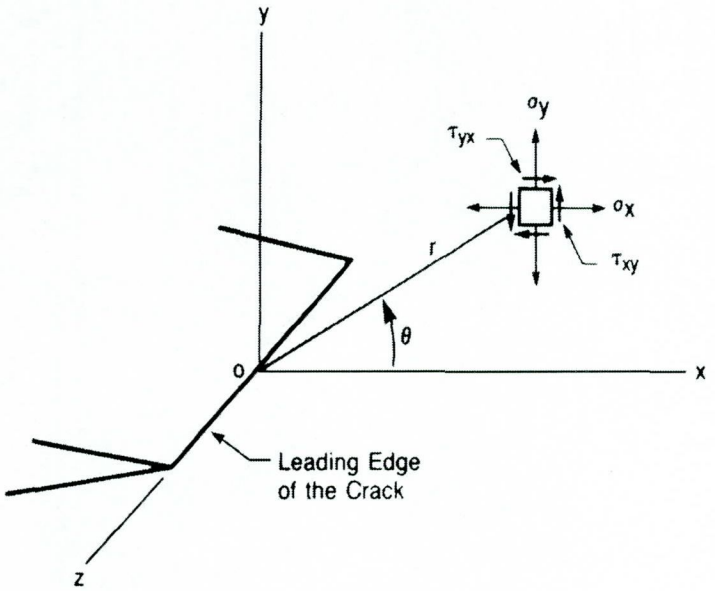


Fig. 2-5 Schematic illustration of elastic-stress-field near the crack tip

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

제 3 장 실 험

본 연구에 사용한 시험편의 재료는 내식성이 강한 순수티타늄을 사용하여 용접성을 평가하기 위한 용접조건에 따른 기계적 성질에 미치는 영향 등을 분석하고자 시험편의 용접조건 및 제조과정을 설명하고 실험방법에 관하여 서술하였다.

3.1 시험편

본 연구에 사용한 재료는 ASTM B265 grade 2로 풀림처리한 순수 티타늄으로서 두께 15mm 압연판재를 사용하였으며, Table 3-1은 본 실험에 사용된 순수 티타늄의 화학적 성분을 나타내고 있다.

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

(wt.%)

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

순수 티타늄의 기계적 성질을 알아보기 위하여 인장 시험 및 경도 시험을 행하였다. 인장시험은 KS B 0801에 따라 시행하였으며, 경도시험은 Micro-Vickers 경도계를 사용하여 경도 시험편의 표면을 연마지 #2,000와 컴파운드(cp1,000)를 사용하여 연마하였다. 그리고 산화알루미나(Al_2O_3, 0.3㎛)로 래핑 가공하였으며, 하중 500g, Test-time 25sec의 시험조건으로 30회 측정하

였다. 위와 같은 인장시험과 경도시험을 통하여 구한 기계적 성질은 Table 3-2에 나타내었다.

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

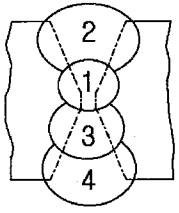
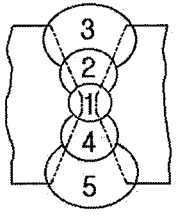
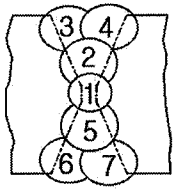
Yield Stress (Kgf/㎟)	Tensile Stress (Kgf/㎟)	Elongation (%)	Young's Modulus (Kgf/㎟)	Hardness (Hv)
40	49	28	10,850	119

본 연구에서는 피로실험에 앞서 순수 티타늄의 용접성을 알아보기 위하여 용접조건을 각각 달리하여 기계적 성질에 미치는 영향을 분석하였다.

순수 티타늄 용접 이음부의 용접성 중 각각의 용접조건에 따라 기계적 성질을 얻기 위하여 자동 펄스형 불활성가스 아크 용접기를 사용하였다.

본 실험의 용접 조건은 용접이음의 pass 수에 따라 4, 5 및 7 pass로 분류하였는데 편의상 4 pass의 용접 시험편은 A1, 5 pass는 A2, 7 pass는 A3라 칭하였으며, Table 3-3은 용접이음의 pass에 따른 용접 시험편들의 용접조건들을 나타내고 있다.

Table 3-3 Welding conditions of Welding Pass

Welding plate NO.	welding type	shape of Joint	Pass	Welding Current (A)	Arc Voltage (V)	Welding Speed (cm/min)	Root Gap (mm)	Root Face (mm)	Groove angle (°)	Bead width (mm)	Shield Gas (ℓ/min)		
											torch	shoe	back
A1	4 pass		1	140	15	4	3~3.5	1.0	60 °	11.2	20	25	25
			2	130	14.5	5.5							
			3	145	16	7.9							
			4	130	14.5	5.5							
A2	5 pass		1	140	15	4	3~3.5	1.0	60 °	11.2	20	25	25
			2	145	16	7.9							
			3	130	14.5	5.5							
			4	140	15	7.9							
			5	130	14.5	5.5							
A3	7 pass		1	140	15	4	3~3.5	1.0	60 °	11.2	20	25	25
			2	145	16	7.0							
			3	130	14.5	7.9							
			4	130	14.5	7.9							
			5	145	16	7.0							
			6	130	14.5	7.9							
			7	130	14.5	7.9							

본 연구에서는 용접 조건별로 경도 시험편, 인장 시험편 등을 각각 기계적 성질을 파악하기 위하여 채취하였으며, 경도 시험편은 표면을 연마지 #2,000와 컴파운드(cp1,000)를 사용하여 연마한 후 산화알루미나(Al_2O_3, 0.3㎛)로 래핑하였다.

Fig. 3-1은 실험에 사용된 인장 시험편의 형상을 나타내고 있다. 인장 시험편은 두께 15mm의 판재를 X형 맞대기 용접한 후 와이어 커터에 의하여 가공한 후 두께 12mm가 되도록 밀링가공 하였으며, 연삭기로 표면을 연마하였다.

또한, 피로 시험편의 제작은 용접에 따른 용착부, 본드부, HAZ, 온도영향부의 피로크랙 진전거동을 평가하기 위하여 용접하지 않은 모재 시험편과 용접한 용접 시험편을 각각 제작하고, 노치의 위치를 용착부, 본드부, HAZ, 온도영향부에 각각 위치시켜 실험하였다.

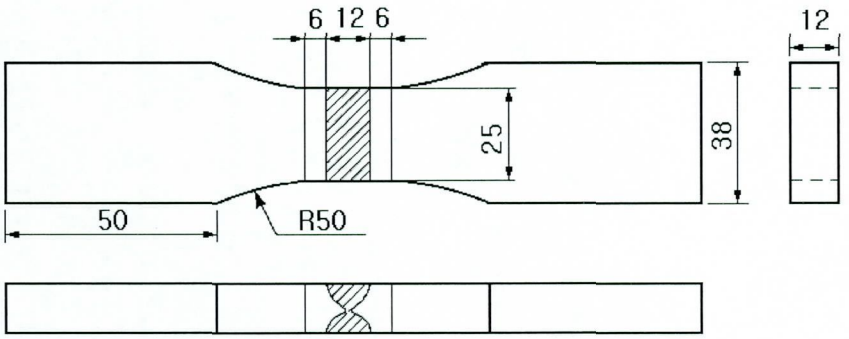


Fig. 3-1 Geometry of tensile test specimens

순수 티타늄을 TIG 용접하는데 사용된 용접봉은 모재와 같은 성분의 재질로 AWS ER Ti-1[a]를 사용하였으며, Table 3-4는 TIG용 순수 티타늄 용접봉의 화학성분을 나타내고 있다.

Table 3-4 Chemical compositions of welded wire

(wt.%)

N	C	H	Fe	O	Ti
0.012	0.03	0.005	0.10	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, 개선부과 그 주변을 세척 능력이 뛰어난 아세톤으로 깨끗하게 청소한 후 용접하였다.

본 실험에서 용접에 사용한 실딩 가스는 알곤을 사용하였으며, 출력 12.5㎾, 300A인 ASTRO-ARC CO.에서 제작한 대차를 이용한 자동 펄스형 TIG 용접기를 사용하였다.

티타늄 용접부분의 용착부, 열영향부의 앞뒷면까지도 완전하게 실딩하고, 각 시험편은 용접조건에 따라 실시하였으며, 용접부의 표면온도가 200℃ 이하가 될 때까지 서냉한 후 다음 패스 용접을 하였다. 1차 실딩은 토치 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, 용접하고 있는 전방부위는 실딩을 하지 않았다.

피로 시험편은 ASTM E647-83에 준하여 압연방향과 크랙 진전방향이 직각이 되도록 채취하였으며, 시험편 가공은 용접하지 않은 모재 시험편과 노치 선단에서 약 2~3mm 근방에 온도 영향부, HAZ, 본드부, 용착부를 차례로 위치시켜서 제작하였다.

Fig. 3-2는 피로시험을 위한 CT(Compact-Tension) 시험편의 형상 및 치수를 나타내고 있다.

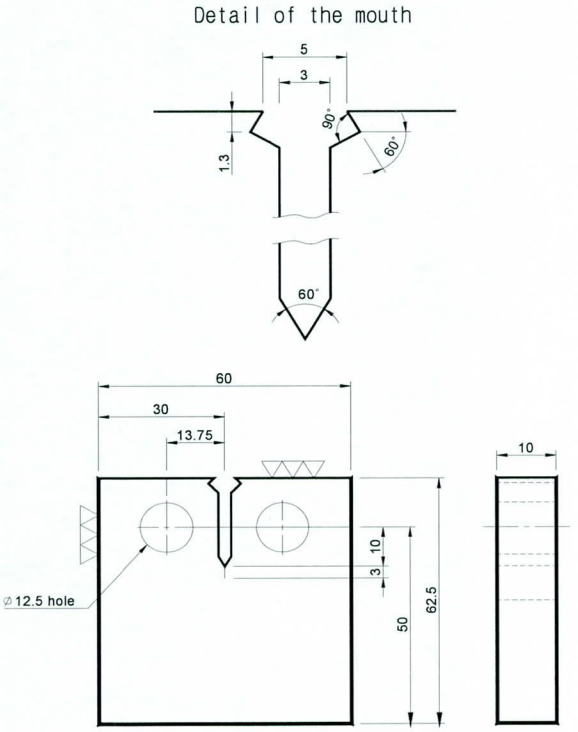


Fig. 3-2 Standard compact-tension(CT) specimen for fatigue testing

본 연구에서 사용한 U.T.M은 용량 50ton의 SHIMADZU에서 제작한 시험기로서 형식 UH-F50A을 사용하였다.

Photo. 3-1은 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 폐루프식 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.

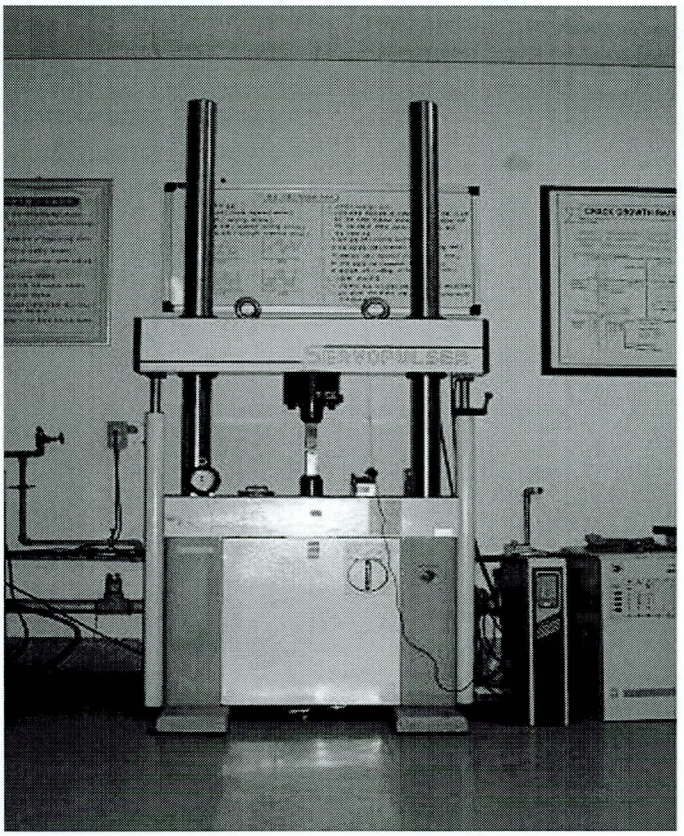


Photo. 3−1 Fatigue testing machine employed

본 실험에 사용한 시험기기의 제원은 다음과 같다.

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

2) 마이크로 비커스 경도계(Micro-Vickers hardness tester)
- 모델 : HM-122
- 제작 : AKASHI, 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) 연마기(Polisher)
- 모델 : C-POS.2
- 제작 : (주) 제일과학, Korea

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

3.2 실험방법

본 연구에서는 순수 티타늄의 용접조건에 따른 기계적 성질에 미치는 영향과 용착부, 본드부, HAZ 등의 피로크랙 진전거동 특성을 비교•검토하였다.

용접조건에 따른 기계적 성질에 미치는 영향을 평가하기 위하여 용접 패스를 4 pass, 5 pass 및 7 pass로 각각 달리하는 용접층 수에 따른 방법으로 용접성을 평가하였다. 인장시험은 항복전 인장속도는 5mm/min으로 하였고, 항복 이후의 인장속도는 10mm/min의 속도로 인장하였다. 또한 경도 시험은 하중 500g, Test-time 25sec의 측정 조건으로 용착부에서부터 본드부, HAZ, TAZ까지 2mm 간격으로 각각 측정하였다.

또한, 용접에 따른 용착부, 본드부, HAZ 및 온도영향부와 용접하지 않은 모재의 피로크랙 진전거동을 고찰하기 위하여 노치의 위치를 각각 다르게 하여 피로크랙 진전거동 특성을 비교•검토하였다.

피로시험기의 제어방식은 폐루프(close-loop)식 제어 기구를 응용한 것으로 설정하중과 수시로 검출되는 로드셀의 신호를 컨트롤러 안에 내재된 A/D 변환기를 통해서 소형 컴퓨터에 입력해 오차를 보정하는 방법을 택함으로서 고정도의 실험이 가능하다.

크랙의 측정은 시험편의 전면에 클립게이지를 장착하여 크랙개구변위를 측정하였고, 이 변위와 하중신호로부터 컴플라이언스를 구해 환산하는 방법을 이용하였다. 크랙길이 측정의 정밀도는 컨트롤러 안에 내재된 12bit A/D 변환기의 분해능(resolution)을 고려하면 크랙개구변위의 측정 정밀도가 대략 0.0001 mm 정도이며, 이를 크랙 길이로 환산하면 0.01mm 정도가 된다.

본 실험은 시험편의 탈착을 제외하고는 하중제어, 크랙길이 측정 및 데이터 처리 등이 모두 프로그램화되어 자동으로 실행되었다.

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 진전거동 특성을 고찰하기 위하여 각각의 시험편을 제작하여 사용하였는데, 용접하지 않은 모재 시험편을 Base metal, 용착부에 노치를 가공한 시험편을 WMZ(Weld Metal Zone), 본드부(용착부로부터 3㎜)에 노치를 가공한 시험편을 Bond Zone, 열영향부(용착부로부터 7㎜)에 노치를 가공한 시험편을 HAZ(Heated Affected Zone), 온도영향부(용착부로부터 11㎜)에 노치를 가공한 시험편을 TAZ(Temperature Affected Zone)라고 칭하였다.

Table 3-5와 Table 3-6은 피로크랙 진전속도 시험에서의 시험 조건들을 나타내고 있다.

피로크랙 진전거동 실험을 하기 전에 모재 시험편의 피로한도 실험을 먼저 하였는데, 순수 티타늄의 모재 시험편의 피로한도는 200kgf로 나타났다. 따라서 본 실험에서는 피로크랙 진전거동을 평가하기 위하여 최대하중을 400kgf로 모재시험편의 피로한도의 약 200%로 주었으며, 응력비는 0.1을 선택하여 실험을 실시하였다.

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	0.1	7	Maximum Cycle	1E+07
4	Frequency(Hz)	20	8	Data Input Interval(㎜)	0.2

제 4 장 실험 결과 및 고찰

4.1 기계적 성질에 미치는 영향

본 연구에서는 순수 티타늄의 용접에 따른 기계적 성질을 평가하기 위하여 용접이음의 pass 수에 따라 4 pass, 5 pass 및 7 pass로 분류하여 각각 A1, A2 및 A3 이라 칭하여 시험편을 분류하였다.

먼저, 경도시험은 용접 시험편의 용접선 가로 방향으로 용접부의 각 부위(WMZ, Bond Zone, HAZ, TAZ)를 Micro-vickers 경도계로 측정하였다.

경도측정용 시험편의 표면을 경면 연마한 후, 하중 500g, Test-time 25sec의 시험조건으로 작용시켜 2mm 간격으로 측정하였으며, 최대값과 최소값을 제외한 측정값을 결과로 나타내었다.

Fig. 4-1는 용접 pass 수에 따른 시험편의 경도분포를 나타낸 것으로서 경도분포는 A1 시험편이 가장 높게 나타났으며, A2 시험편, A3 시험편 순으로 나타났다. 또한, 용착부보다 열영향부에 노치를 가공한 시험편 즉, HAZ에서 경도분포가 매우 높게 나타났는데 이와 같은 다른 부분과의 경도차이로 인하여 용접부의 피로수명을 감소시키는 주요 요인이 됨을 파악할 수 있었으며, 열영향부에서 멀어질수록 거의 일정한 형태의 경도 분포를 나타내었다.

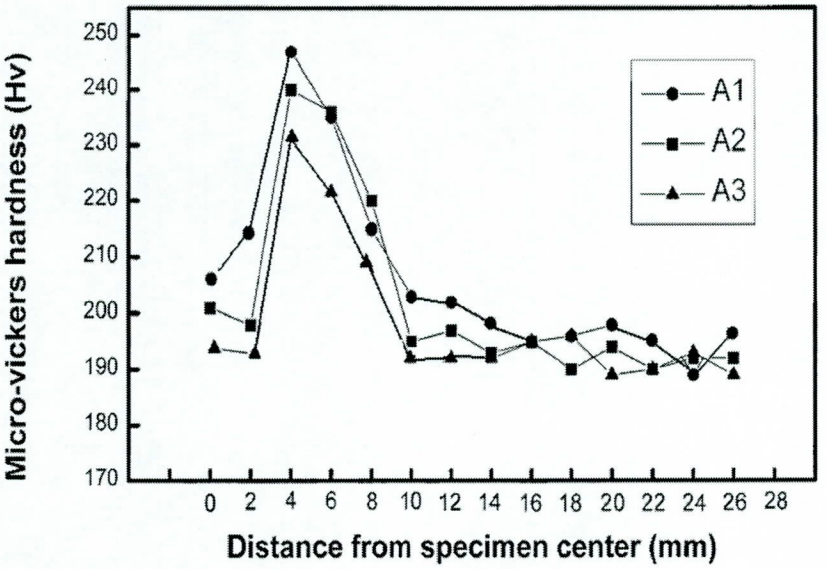


Fig. 4-1 Hardness distribution in welding according to welding pass condition

인장시험용 용접 시험편은 맞대기 용접한 것으로 한국선급협회 R2A 호 규격[19]에 의하여 가공하였으며, 용접 이음부는 모재면과 같은 두께가 되도록 밀링 가공하였다.

인장시험기(United Model No. SFM-60)의 용량은 50ton이며, 인장강도, 연신율 등을 측정하였다.

Fig. 4-2는 인장시험 결과를 나타낸 것으로서, 모든 시험편에서의 파단은 용착금속부에서 발생하였다. 용접 pass 수에 따른 용접방법에 의한 인장시험 결과, 용접 pass 수가 적은 A1 시험편이 연신율은 25% 정도로 가장 낮게 나타난 반면 인장강도는 51 kgf/㎟으로 가장 높게 나타났다. 또한, A2 시험편과 A3 시험편의 연신율은 각각 30%~32% 정도로 비슷하게 나타났으며, 인장강도 역시 48 kgf/㎟ 정도로 거의 같게 나타났다.

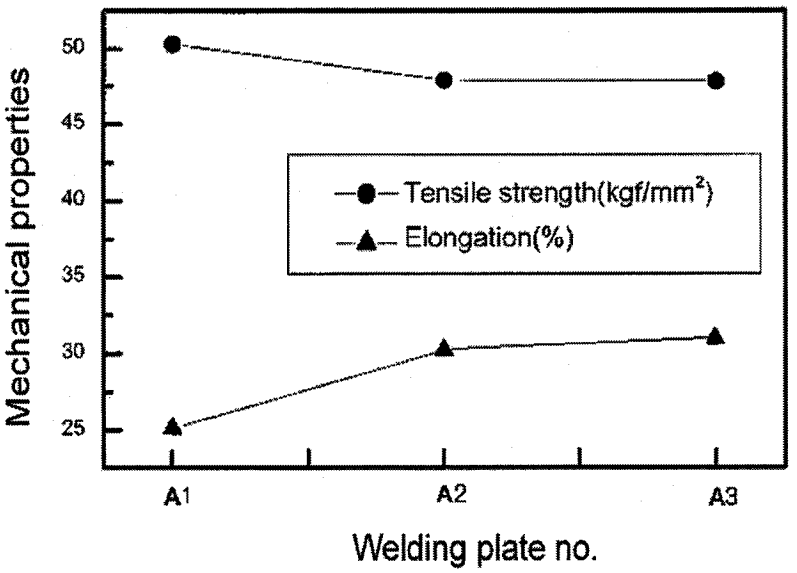


Fig. 4-2 Result of tensile test according to welding pass condition

4.2 피로크랙 진전거동 특성

본 연구에서는 용접에 따른 각각의 용접부의 피로크랙 진전거동 특성을 고찰하기 위하여 상온에서 피로시험을 수행하였다.

Figs. 4-3~4-7은 모재 시험편과 각각의 용접된 4종류의 시험편을 피로크랙 전파속도와 크랙길이와의 관계를 비교하여 나타낸 그래프이다. 이때 피로크랙 진전속도 da/dN은 7점 다항식 근사법(Seven point incremental method)[20]을 사용하였다.

Figs. 4-3~4-7은 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. 4-3에서는 초기크랙 진전속도가 모재 시험편에 비하여 약 14.5배 정도 낮은 속도를 나타내고 있으며, a가 29.38㎜ 이상에서는 모재와 유사한 크랙 진전속도를 나타내고 있었다.

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

Fig. 4-5는 WMZ 시험편의 경우와 거의 동일한 곡선을 나타내고 있으며 단지 차이점은 용접라인 자체가 후반부에 위치하기 때문에 WMZ에 비해서 마지막 a가 더 큰 데이터를 받아들일 수 있었다.

마지막으로 Fig. 4-6은 TAZ에 대한 특성을 나타낸 그래프인데, 여기에서

특이한 점은 모든 용접재는 모두 초기 피로크랙 진전속도가 모재에 비하여 최소 427%에서 최대 3,272%나 낮게 나타나는데, TAZ 시험편은 모재 시험편에 비하여 약 1.4배정도 낮은 진전속도 밖엔 나타나지 않을 정도로 모재 시험편과 동일한 초기 피로크랙 진전속도를 나타내고 있다는 것이다. 이는 용접라인이 최종파단 부위에 위치하고 있으므로 피로크랙 진전속도에는 전혀 영향을 미치지 못한 것으로 판단된다. 그러나 마지막 a의 값이 높게 나타난 것은 최종파단 부위에 용접라인이 위치하므로 이곳에서 다소 크랙진전에 영향을 미친 것으로 사료된다.

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

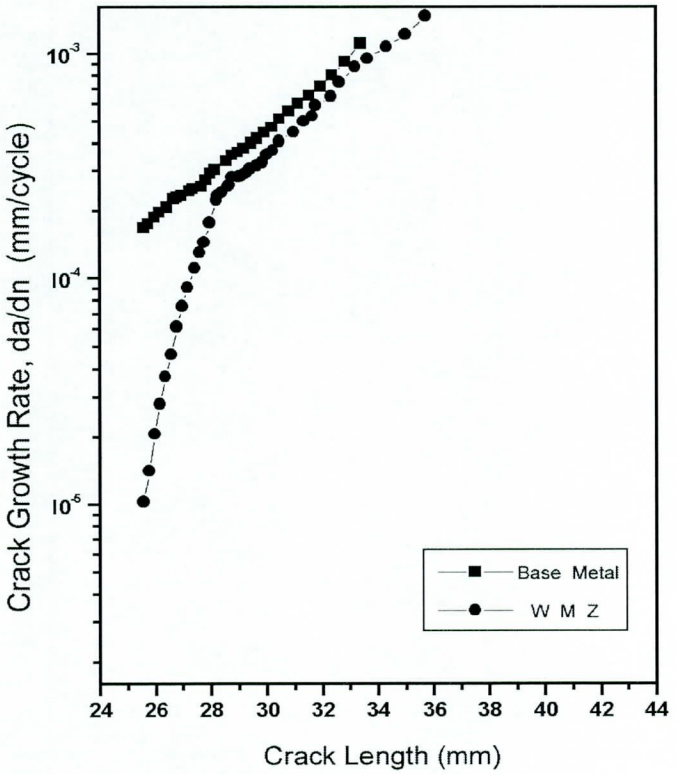


Fig. 4-3 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and WMZ

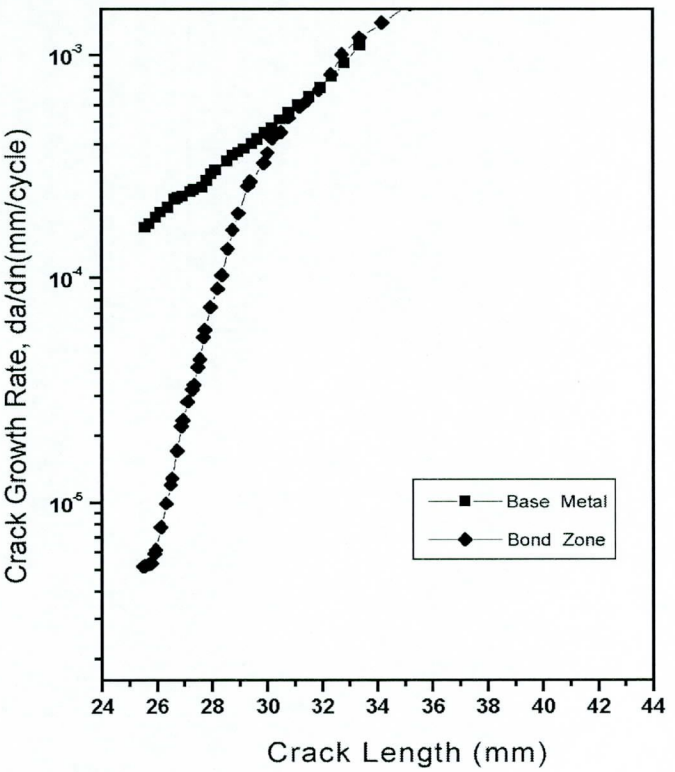


Fig. 4-4 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and Bond Zone

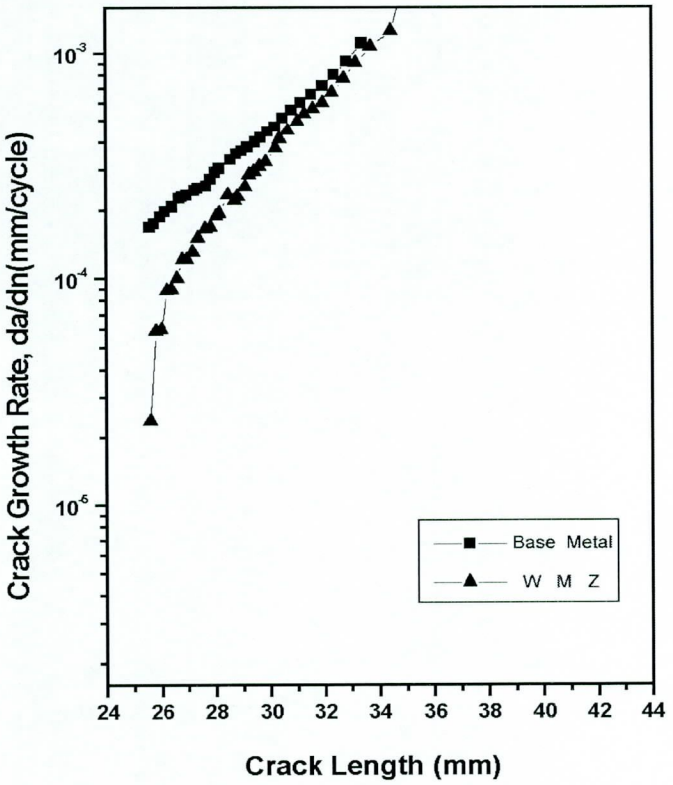


Fig. 4-5 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and HAZ

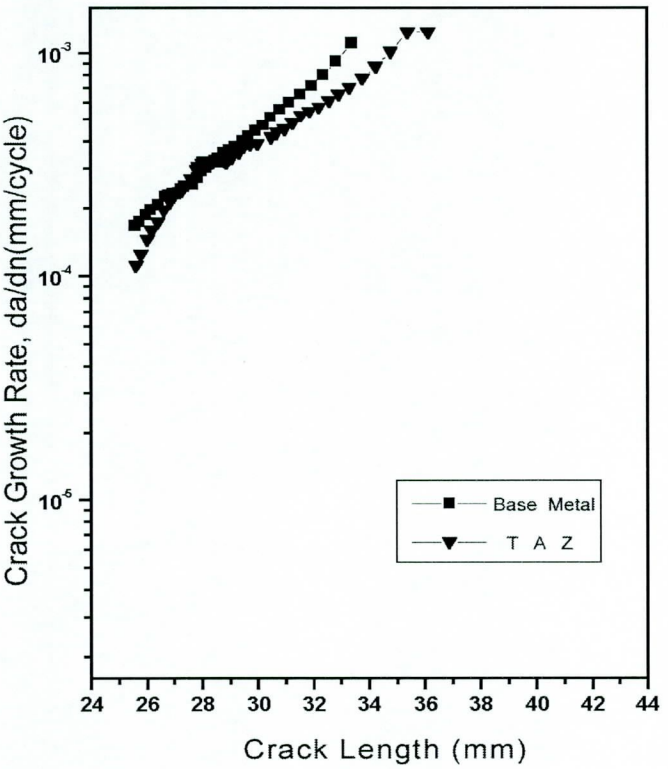


Fig. 4-6 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and TAZ

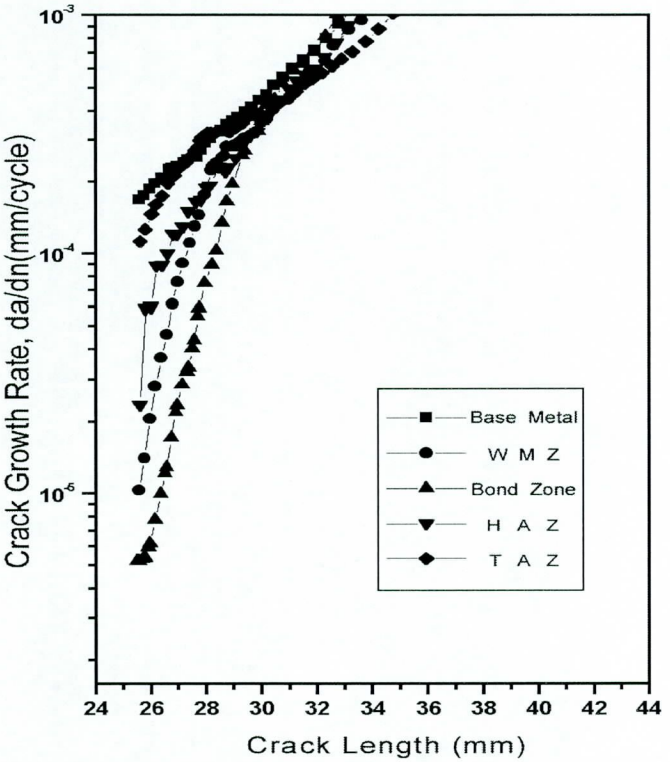


Fig. 4-7 Relation between crack behavior rate and crack length for all specimens

4.3 피로 파단면 분석

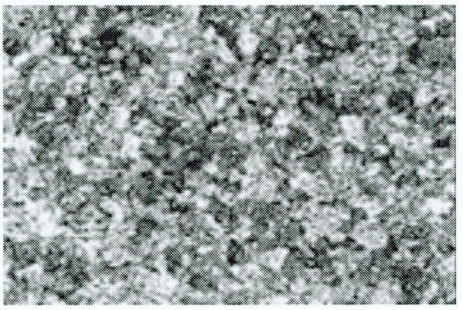
피로파괴의 과정은 크게 3단계로 구분되며, 대개의 경우 피로크랙의 전파과정은 부재 표면에 있어서의 반복 소성미끄럼에 의하여 인장응력의 방향과 약 45° 의 방향의 미끄럼에 따라 형성된 크랙이 그 방향으로 전파하는 제 1단계, 그것에 이어지는 인장방향에 수직으로 전파하는 제 2단계 및 최종적인 정적파괴의 3단계로 구분된다. 그 중에서 파면의 주요 부분을 이루고 있는 스트라이에이션 등 피로의 특징적 모양이 나타나는 것은 통상적으로 제 2단계로서 전자현미경 사진의 연구 및 응용의 대부분은 이 단계에 집중되어 있다.

피로크랙의 발생 및 진전 기구에서 하중의 작용으로 응력이 크랙선단에 집중하는 동안 재료 표면에 존재하는 개재물이나 노치 등으로 인하여 국부적인 소성미끄럼이 일어나는 반면 압축하중이 작용하는 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.

Photo. 4-1은 광학현미경으로 시험편의 모재부와 열영향부 그리고 용착부에 대하여 관찰한 조직사진이다. Photo. 4-2는 피로 파단면을 SEM(주사전자현미경)으로 모재부와 열영향부의 경계부분에선 50배, 그리고 모재, 열영향부 및 용착부는 각각 200배의 배율로 관찰한 사진이다.

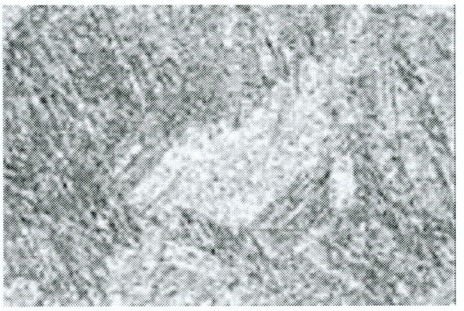
Photo. 4-1과 4-2에서 관찰되어지는 바와 같이 모재부분과 용착 및 열영향부의 큰 차이점은 조직입자의 차이이며, 이는 용접판의 두께가 15㎜로 두껍기 때문에 용접열의 영향을 많이 받은 것으로 사료된다. 그리고 이들 모두에서 나타난 취성 스트라이에이션으로 보이는 무늬가 관찰되는데, 이는 순수 티타늄이 연성이 부족한 재료이기 때문에 전반적인 물결무늬가 나타나지 않는 것이

며, 이는 벽개면을 따라 취성적으로 진행하고 응력이 커지면 다소 소성변형이 일어나서 크랙이 둔화하여 진전이 정지하면서 형성된 것으로 사료된다.



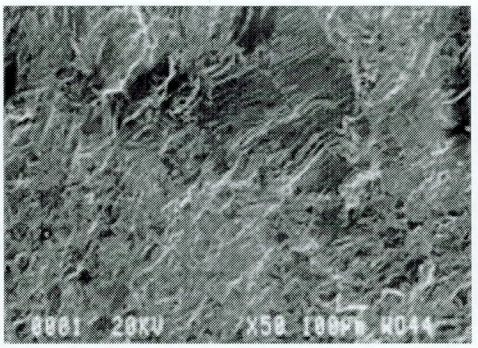
(a) Base Metal

(b) H A Z

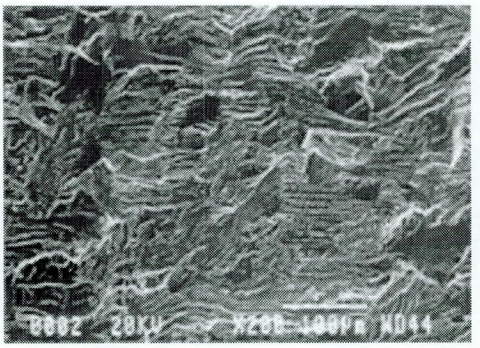


(c) Welding Zone

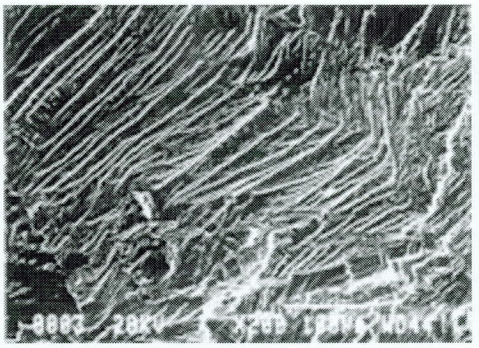
Photo. 4-1 Micro-structure of ASTM B265 grade 2(×500)



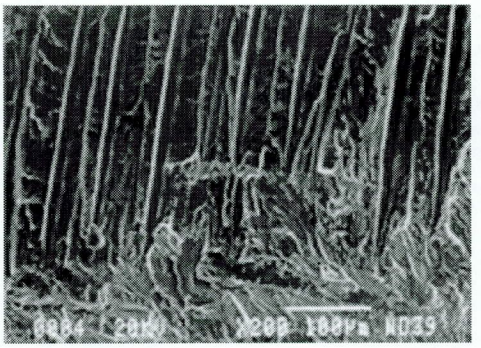
(a) Base metal and HAZ(×50)



(b) Base metal (×200)



(c) HAZ (×200)



(d) Welding Zone (×200)

Photo. 4-2 SEM fractographies of ASTM B265 grade 2

제 5 장 결 론

본 연구에서는 Ti 용접재 시험편을 통하여 피로크랙 진전거동 특성을 각각 비교•검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 경도값은 4 pass 시험편이 가장 높았으며, 5 pass, 7 pass 시험편의 순으로 나타났다. 또한 용착부보다 HAZ부에서 경도분포가 매우 높게 나타났는데 이로 인하여 용접부의 피로수명을 감소시키는 요인이 됨을 파악할 수 있었다.

2) 동일한 용접조건에서 용접 pass 수가 적은 4 pass 시험편이 인장강도 51kgf/㎟으로 가장 높게 나타났으며, 4 pass 시험편은 7 pass 시험편과 비교하였을 경우 인장강도는 10%정도 높게 나타났고, 연신율은 30%정도 감소함을 알 수 있었다.

3) 초기크랙 진전속도는 Bond부, 용착부, HAZ, 온도영향부 순으로 느리게 나타났으나, 피로수명은 Bond부, HAZ부, 용착부, 온도영향부 순으로 높게 나타났다.

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

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) 鎔接學會, pp. 441.

(4) 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.

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

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

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

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

(9) 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.

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

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

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

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

(14) Rechard W. Hertzberg, "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Meterials-2th Edition", John Wiley &Sons, Inc., pp. 519-618, 1980.

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

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

(17) Head, A., "The Growth of Fatigue Crack", Philosophical Magazine, 44, Series, 7, p. 925, 1953.

(18) Liu, H. W., "Crack Propagation in Thin Metal Sheets Under Repeated Loading", J. Basic Eng., Trans. ASME, 83 (23), p.23, 1961.

(19) Standard Test Method for Constant-Load Amplitude Fatigue

Crack Gr−owth Rate above 10^{-8} m/cycles, ASME, Vol. 85, No. 4, p. 528, 1963.

(20) 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

자상하신 가르침으로 논문이 완성 될 때까지 많은 지도와 편달을 해주신 최 병기 교수님께 깊은 감사를 드립니다.
논문심사에 세심한 배려와 많은 조언을 해주신 홍 석주 교수님과 윤 성운 교수님께 감사의 말씀을 드립니다.

오늘의 제가 이 자리에 있기까지 사랑과 헌신으로 뒷바라지를 해주신 아버님 송 병진님, 정직과 자식에 대한 큰 사랑으로 살아오신 어머님 김 정애님께 감사드립니다. 항상 부모님의 기대에 저버리지 않기 위해 노력하고 정직하게 살겠습니다.
그리고 항상 현명하게 그리고 두 아이의 엄마로 살아가고 있는 큰누나 송 선영, 나의 대해서 항상 따스한 성원을 보내주는 작은누나 송 선희, 그리고 멀리에서 혼자 열심히 살아가는 동생 송 현호 , 큰누나의 든든한 버팀목, 너무 좋으신 매형 김 규철, 그리고 사랑스런 나의 두 조카 종민, 종훈 모두에게 감사의 마음과 사랑 한다 전하고 싶습니다.

본 연구를 수행하고 어려운 일들을 열심히 도와주신 피로실험실 선배 최 병희 형님, 3년 동안 같이 열심히 대학원 생활한 동기 신 동현, 황 온 에게 고마운 마음을 전 합니다.
그리고 직장 생활을 병행하면서도 열심히 학교생활에 충실할 수 있도록 도와주신 한국도로관리(주) 장 홍석 소장님, 신 동원 차장님, 백 만호 계장님, 송 상훈 주임님 그리고 상황실 모든 나의 직원 여러분에게 감사합니다.

배움이 여기에서 끝나지 않고 더 많이 노력하며 항상 나의 자리에서 열심히 바르게 살아나가도록 하겠습니다. 감사합니다.

2006년 12월 8일

송 민 호