



2006年度 2月 教育學碩士(街術·家庭)學位論文

Ti 鎔接材의 殘留應力에 의한 疲勞크랙 進展擧動에 관한 研究

朝鮮大學校 教育大學院

技術・家庭教育科

許 世 憲

Ti 鎔接材의 殘留應力에 의한 疲勞크랙 進展擧動에 관한 硏究

A Study on the Fatigue Crack Propagation Behavior according to the Residual Stress of Ti Welding Material

2006年 2月 日

朝鮮大學校 教育大學院

技術・家庭教育科

許 世 憲

Ti 鎔接材의 殘留應力에 의한 疲勞크랙 進展擧動에 관한 研究

指導教授 崔秉起

이 論文을 敎育學 碩士學位 申請論文으로 提出함.

2005年 10月 日

朝鮮大學校教育大學院

技術・家庭教育科

許 世 憲

許世憲의 敎育學碩士學位論文을 認准함

- 審査委員長 朝鮮大學校 教授 洪錫柱
- 審 査 委 員 朝鮮大學校 教授 尹聖雲
- 審 査 委 員 朝鮮大學校 教授 崔秉起

2005年 12月 日

朝鮮大學校 教育大學院

목 차

| Nomenclatures | Ш |
|---------------------|------|
| List of Figures | IV |
| List of Table | VI |
| List of Photographs | VII |
| ABSTRACT | VIII |

제1장 서 론

| 1.1 | 연구배경1 |
|-----|-------|
| 1.2 | 연구목적5 |

제2장 이론적 배경

| 2.1 | 티타늄의 | 용접 | .7 |
|-----|------|-----------------|----|
| 2.2 | 단면법에 | 의한 용접부의 잔류응력 측정 | 13 |
| 2.3 | 피로크랙 | 발생 및 전파거동 | 23 |

제3장 실 험

| 3.1 | 시험편 |
|-----|--------|
| 3.2 | 실험방법40 |

제4장 실험결과 및 고찰

| | 형 태 | 용접잔류응력 분포의 | 4.1 |
|------|-----------|------------|-----|
| | 반복수와의 관계. | 피로크랙길이와 하중 | 4.2 |
| | 크랙길이와의 관계 | 피로크랙전파속도와 | 4.3 |
| 관계58 | 응력확대계수와의 | 피로크랙전파속도와 | 4.4 |

Nomenclatures

| a | Crack length |
|------------|---|
| a | Significance level |
| В | Material constant of Nisitani equation |
| С | Material constant of fatigue life equation |
| da/dN | Fatigue crack propagation rate |
| Κ | Stress intensity factor |
| Kc | Critical stress intensity factor |
| ΔK | Stress intensity factor range |
| ΔP | Load range |
| m | Experimental material constant of power law |
| n | Material constant |
| E | Elastic modulus |
| 3 | Strain |
| υ | Poisson's ratio |
| Р | Load |
| R | Stress ratio |
| σ | Stress |
| Ν | Number of cycle |
| N_{f} | Number of final fracture cycles |
| r | Distance from crack tip to a element |
| θ | Distance from crack tip to a element |
| r | Shearing strain |

List of Figures

| Fig. | 2-1 | Hardness variation to content of impurities11 |
|------|-----|---|
| Fig. | 2-2 | Mechanical prpperties to content of hydrogen12 |
| Fig. | 2-3 | Typical distribution of residual stresses in butt weld $14 \sim 15$ |
| Fig. | 2-4 | Schematic distributions stresses in butt weld17 |
| Fig. | 2-5 | Cutting method for measuring residual stresses18 |
| Fig. | 2-6 | Sectional configuration19 |
| Fig. | 2-7 | Schematic Illustration of Trans-Grain Microscopic |
| | | Fatigue Crack Growth24 |
| Fig. | 3-1 | Restraint welding condition(SPC-1,2) |
| Fig. | 3-2 | Geometry of tensile test specimen |
| Fig. | 3-3 | Geometry of impact test specimen |
| Fig. | 3-4 | Welding joint shape of specimens |
| Fig. | 3-5 | Geometry of C-T specimen |
| Fig. | 4-1 | Distribution of the welded residual stress for SPC-145 |
| Fig. | 4-2 | Distribution of the welded residual stress for SPC-245 |
| Fig. | 4-3 | Distribution of the weided residual stress for SPC-346 |
| Fig. | 4-4 | Distribution of the weided residual stress for SPC-446 |
| Fig. | 4-5 | Distribution of the weided residual stress in the $\sigma_{x} 47$ |
| Fig. | 4-6 | Distribution of the weided residual stress in the $\sigma_{\text{y}} 47$ |
| Fig. | 4-7 | Relation between crack length and number of cycle |
| | | for all specimens |

| Fig. | 4-8 | Relation between number of cycle and crack length per 1mm for all specimens |
|------|------|---|
| Fig. | 4-9 | Relation between crack behavior rate and crack length |
| | | for base metal and specimen152 |
| Fig. | 4-10 | Relation between crack behavior rate and crack length |
| | | for base metal and specimen253 |
| | | |
| Fig. | 4-11 | Relation between crack behavior rate and crack length |
| | | for base metal and specimen354 |
| Fig. | 4-12 | Relation between crack behavior rate and crack length |
| | | for base metal and specimen455 |
| Fig. | 4-13 | Relation between crack behavior rate and crack length |
| | | for all specimens56 |
| Fig. | 4-14 | Relation between crack behavior rate average and crack |
| | | length per 1mm for all specimens57 |
| Fig. | 4-15 | Relation between crack behavior rate and stress |
| | | intensity factor range for al specimens61 |

List of Table

| Table 3-1 | Chemical compositions of ASTM B265 GR2 | |
|-----------|---|-----|
| | high-pure titanium | 25 |
| Table 3-2 | Mechanical properties of ASTM B265 GR2 | |
| | high-pure titanium | 26 |
| Table 3-3 | Chemical Compositions of Welding Wire | 27 |
| Table 3-4 | Specimen definition for experiment | .43 |
| Table 3-5 | Specimen specifications of crack growth rate test | 43 |
| Table 3-6 | Test conditions of crack growth rate test | .43 |

List of Photographs

| Photo. 3–1 | Welded specimen shapes | 35 |
|------------|------------------------------------|----|
| Photo. 3.2 | Micro-Structure of Material (×500) | 36 |
| Photo. 3.3 | Fatigue Testing Machine | 37 |

ABSTRACT

A Study on the Fatigue Crack Propagation Behavior according to the Residual Stress of Ti Welding Material

Heo, Se-Heon Advisor. : Choi, Byung-Ky Major in Technology & Home Economics Education Graduate School of Educatnio, Chosun University

The purpose of this thesis was to investigate the welding characteristics and the fatigue crack propagation behavior according to the residual stress 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 the 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. The summerized results are as fallows;

1. As the result of specimens data, specimen2 Crack Behavior rate was lower 30 times than base metal, and so total fracture life was very influenced by it.

2. The fatigue life was shown higher as following the order, boundary zone> HAZ >Welding Zone > Base metal. Especially the fatigue life of boundary zone notched specimen was shown 700% higher than that of base metal.

3. The initial fatigue crack propagation rate is slower in this order, Boundary zone < Welding zone < HAZ < Base metal.

4. Notch tip of specimen2 was offsetted 6.7mm from boundary HAZ and it formed 25percent in total fracture length.

제1장서 론

1.1 연구배경

잔류응력이란 물질이 고형이 되었을 때 표면이나 물질 속에 갖고 있는 흥 력을 말한다. 이러한 현상은 금속이나 고분자 물질에 많이 나타나는 현상으 로, 어떤 제품을 만들 때 액상에서 고형이 될 때 냉각속도가 빠르거나 고형 의 물질에 외부에서 힘을 주어 형태를 변화시킬 때 많이 생긴다. 일반적으 로 외력을 받지 않은 상태에서 존재하는 잔류응력은 물체의 임의의 단면에 대해 힘의 합과 모멘트의 합이 0이 된다⁽¹⁾. 예를 들면, 자유롭게 팽창할 수 없는 용접재에서 국부적인 급열, 급냉한 용접부에는 압축응력이 발생하는 데, 이것은 모재부가 용접부를 구속하기 때문이다. 이로 인하여 용접부는 재료의 항복응력 크기에 해당하는 만큼의 인장잔류응력이 존재하며 모재부 에는 압축잔류응력이 존재한다. 항복응력 크기 정도의 인장잔류응력을 가진 용접부는 외부의 작은 응력을 받아도 소성변형을 일으키기 때문에 하중을 제거하면 인장잔류응력의 크기가 감소하게 된다. 따라서 평형을 이루고 있 던 모제부의 압축잔류응력의 크기도 감소하며 잔류응력의 크기 및 분포가 달라지게 된다.

일반적으로 인장잔류응력은 기계나 구조물의 피로수명을 감소시키고 압축 잔류응력은 이들의 피로수명을 증가시킨다고 알려져 있다. 예를 들면, 쇼트 피닝이나 퀜칭의 열처리를 사용하여 기계나 구조물에 압축잔류응력을 도입 함으로써 피로수명을 증가시키는 경우도 있지만, 용접 등에 의해 발생하는 잔류응력은 피로수명을 감소시킨다. 피로수명은 일정한 응력하에서 구조물 이나 부재 내에 존재하는 결함으로부터 발생한 미시크랙이 성장하여 부재 가 최종파단에 이르거나, 또는 구조물의 잔류강도가 예상하중을 견딜수 없 게 될 때까지의 전 과정에 소요된 응력의 반복횟수를 말한다. 따라서 설계 자는 구조물 설계 시 예상 피로수명을 고려하여 부재가 받는 응력을 결정 하여야 하며, 사용자는 구조물에 발생한 크랙크기에 따라서 잔류강도를 고 려하여 검사 시기, 보수 및 교체시기 등을 결정하여야 하므로 신뢰성 있는 피로수명 예측자료의 축적이 필요하며, 최근 이에 관한 연구가 국내·외적 으로 중요 연구대상이 되고 있다. 이와 관련하여 많은 연구자들은 용접 시 피로크랙 진전에 어떤 영향을 주는지에 대해서 연구를 해왔다.

Wohler는 피로시험을 통하여 피로강도는 사용한 시간에 관계없이 반복한 하중의 횟수에 달려 있음을 밝혔다.

Kobayashi등은 용접재의 피로크랙 성장거동은 초기 잔류응력 분포를 고려 하여 해석함이 더 효율적이라고 하였으며, 용접재의 크랙성장속도는 크랙선 단 근방에 분포된 압축잔류응력 때문에 모재에서 보다 다소 느리다고 하였 다. Normark⁽²⁾등은 용접재에서의 피로크랙 성장속도는 모재에서와 비교하 여, 열 영향부에서 가장 느리고 용착부에서 가장 빠르다고 하였고, Irwin⁽³⁾ 은 응력확대계수의 개념을 확립하였으며, Kitagawa⁽⁴⁾등은 히스테리시스 곡 선에서 안정된 반복 변형률값을 사용한 반복 변형률 확대계수범위 ΔK_ε를 제안하였다.

또한 Nisitani⁽⁵⁾⁽⁶⁾등은 역학적 변수를 사용하여 여러 가지 재료에 평활재의 피로크랙 전파거동을 적용하였으며, Frost⁽⁷⁾에 의하여 처음 실험적으로 적 용되었으며, 그 후 Wareing⁽⁸⁾등에 의하여 상온하의 피로크랙에 대하여 그 유용성이 일부 입증되었다.

Nihei와 Sasaki는⁽⁹⁾ 용접의 끝(toe)에서 피로 크랙이 시작된다고 보고하였으며, Yoshida등⁽¹⁰⁾은 시편의 두께가 피로하중에 큰 영향을 미치는 것을 확인하였다.Forman⁽¹¹⁾은 피로크랙 전파속도가 응력비와 임계확대계수의 영향을 받는다고 하였으며, 그 외 많은 연구자들^(12~16) 은 응력비, 임계 응력확대계수, 응력확대계수 범위, J적분값 등을 이용하여 피로크랙 전파속도를

예측하고 이에 의해 전파수명을 계산하였다.

용접은 단시간에 높은 열을 받아 용융후 응고되는 과정에서 주조결함 및 열변형에 의한 결함을 내포하게 되며, 이러한 결함들은^(17,18) 응력집중원이 되어 초기 크랙을 발생시키거나 피로파괴⁽¹⁹⁾를 초래하기도 한다.

특히 용접시 발생하는 단시간의 국부적인 가열에 따라 용접부위 근방에는 열응력, 냉각시의 수축으로 인한 잔류응력 및 뒤틀림의 발생 등이 주요 문 제가 되고 있으며, 용착금속부와 취약한 열영향부 등에 기인된 피로수명의 저하로 발생하는 피로크랙에 의한 급작스런 파단이나 파손 등의 파괴사고 가 빈번하게 보고되고 있다.

본 논문에서는 티타늄을 이용하여 잔류응력에 의한 피로크랙 진전거동에 관해 연구 하였는데, 티타늄은 안경테, 시계, 카메라등 일상생활용품과 골프 채, 등산용구, 경주용 자동차등 레져용 그리고 인공뼈, 인공치아 등 생체적 합성이 좋은 이유로 의료용으로 많이 사용되어 지고 있다. 뿐만 아니라 항 공기의 프레임과 내산성에 강한 특징을 가지고 있어서 화학장치에 널리 사 용되고 있는 실정이다. 그러나 고온에 있어서 가스와의 친화력이 강하고, 가스를 흡수한 티타늄은 심하게 경화되기 때문에 진공 중 또는 불활성가스 중에서 제조해야 하는 어려운 제조 공정을 행하여야 한다. 또한 산소, 질소 등의 가스와 반응하여 아주 안정된 산화물과 질화물로 되어 산소와 질소와 의 친화력이 크나, 공기중에서 250°C이상의 온도로 가열하면 산화가 시작 되는데, 그 산화속도는 온도와 더불어 증가하여 850~900°C의 범위로 큰 변화의 산화가 일어난다. 또한 900~1300°C의 산화속도는 대다히 크게 일 어나서 고온에서 급속히 산화하는 것만이 아니고 산소, 질소를 흡수하여 고 용해 경도가 상승하여 본래 요구되는 성질이 소멸되기 때문에 열간가공이 곤라하며, 고온에서 다른 원소나 화합물과 활발하게 반응하여 산화되며, 용 접 중에는 공기 중의 산소, 질소가 침투되면 용접부의 금속은 현저하게 경

도가 증가하고, 신연율은 떨어지기 때문에 용접시공에서 완전 가스실딩 해 야 하므로 용접작업이 어렵다. 또한, 인장강도 및 내력은 온도에 의한 변화 가 200~300°C정도까지 상승하고, 이 이상 400°C까지는 그다지 변화가 없 으나, 고온으로 되면 급격히 저하하며, 높은 항복응력을 가지고 있어 냉간 가공이 어려워 구조물 제작에도 쉽지 않기 때문에 실험하기가 쉽지 않아 티타늄에 대한 연구는 미흡한 실정이다⁽²⁰⁾.

따라서 본 연구에서는 Ti를 이용하여 용접조건에 따른 잔류응력의 분포 및 잔류응력에 의한 피로크랙 진전거동을 실험적으로 비교·분석하고자 하였다.

1.2 연구목적

티타늄과 그 합금은 우주항공, 일반산업, 해양분야 및 상업분야 전반에 걸 쳐 기술적인 우수성과 경제성이 널리 입증되고 있다. 북미의 경우 티타늄 수요의 약 70%가 우주항공 관련 분야에 적용되고 있다. 현 응용분야의 확 산 및 새로운 응용개발로 인해 일반산업, 해양분야 및 상업분야에서 괄목 할 만한 성장이 이루어 질 것이다.

하지만 티타늄은 고온에서 급격히 산화되어 본래 요구되는 성질이 소멸되 기 때문에 열간가공과 용접이 곤란하며, 특히 용접시 공기 중의 산소, 절소 가 혼입되어 용착금속 내부에 기공 등의 결함을 발생시켜 내식성과 기계적 성질을 모두 저하시키고, 높은 항복응력을 가지고 있어 냉간가공이 어렵기 때문에 구조물 제작이 쉽지 않다. 또한 티타늄은 융점이 약 1,670°C로 매우 높아 완전한 강괴의 제작이 곤란하나 상온에서 안정된 산화피막이 생성되 어 부식을 방지하는 것은 스테인리스강보다 부동태 피막이 더욱 쉽게 형성 된다. 특히 산화성 분위기에서는 피막이 파손 즉시 재생되는 능력이 있으며 표면에서 국부전지가 형성되는 것을 방지하여 극히 우수한 내식성을 부여 하고, 순 티타늄은 스테인리스강과 달리 응력 부식이나 피팅(Pitting) 및 입 계부식을 일으키지 않으므로 향후 스테인리스강보다 더 많이 내식재료로 활용될 전망이다. 그리고 Ti은 대형 구조물에 적용하기 위해서는 여전히 매 우 까다로운 재료이며, 성공적인 구조물의 제작을 위해서는 재질에 따른 성 형성, 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.⁽²¹⁾

용접부에 존재하는 잔류응력은 그 분포상태에 따라 용접부에 존재하기 쉬

운 여러 가지 결함들로부터 크랙을 발생시키고 전파시켜 최종 파단에 이르 게 하는 주요 원인이 되고 있으며, 인장잔류응력은 크랙전파를 촉진시키고 압축잔류응력은 크랙전파를 지연시키기도 한다.

따라서, 본 실험에서는 티타늄의 용접에 따른 잔류응력을 평가하기 위하여 구속하지 않은 상태에서의 용접조건과 산업현장과 같은 조건을 주어 구조 물에 적용되는 완전 구속상태의 용접 조건을 적용하여 각각의 잔류응력의 분포를 측정하고 비교·검토하였다.

또한, 다음과 같은 실험을 통하여 티타늄의 기계적 특성을 평가하고자 하였다.

첫째, 티타늄의 용접성을 평가하기 위하여 일정한 크기로 기계 가공한 후, 여러 용접조건으로 용접하여 각각의 용접조건에 따른 기계적 성질을 비 교·검토하였다.

둘째, 티타늄의 용접에 따른 피로크랙 진전거동을 평가하기 위하여 용접하 지 않은 모재 시험편과 용접재의 각 부위별로 노치를 가공한 용접재 시험 편을 통하여 피로크랙의 발생수명 및 전파수명을 각각 비교·검토하였다.

제 2 장 이론적 배경

2.1 티타늄의 용접

티타늄의 용접에는 불활성가스 텅스텐 아크 용접(GTAW), 불활성가스 금 속 아크 용접(GMAW), 플라즈마 용접(PAW), 전자빔 용접(EBW) 등 다양 한 방법들이 사용된다.

불활성가스 텅스텐 아크용접은 저전류 영역에서 아크가 안정되고 용접 이 송장치, 와이어 송급, 가스공급 제어 등을 일체화시킨 전자동 용접장치와 튜브와 튜브시트 자동용접 등이 개발되어 화학 클랜트와 발전용 복수기 등 의 제작에 많이 적용되고 있다. 플라즈마 용접은 스터의 발생이 많아서 일 반 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 적용되기도 한다.

전자빔 용접의 경우는 열집중이 매우 높기 때문에 불활성가스 텅스텐 아 크용접, 플라즈마 용접에 비하여 용입이 깊고, 또한, 응입 폭이 대단히 좁아 서 제품의 크기에 제한은 있지만 변형을 줄일 수 있다. 따라서 항공기 및 잠수정 등의 두께 70mm를 넘는 Ti-6A1-4V 합금이 적용되는 곳에 주로 이용된다. 그 외의 특수한 용접법으로서 고상확산접합, 마찰접합, 브레이징 등이 있다. 이상과 같이 티타늄 용접법은 그 종류가 매우 다양하지만 경제 성, 작업성 등을 고려하여 가장 많이 사용되는 것은 불활성가스 텅스텐 아 크 용접이다.

Ti은 대기 중에서 고온으로 가열하게 되면 표면이 대기로부터 오염되어 여러 가지 색으로 변화하게 된다. 300℃정도까지는 대기의 영향을 거의 받 지 않으며 상온에서와 같은 은백색으로 나타난다. 그러나 표면은 가열온도 의 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 증가한다. 또한 표면온 도가 이 범위이상으로 되면 국부적으로 산화되어 산화피막이 형성되기 때 문에 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 저 하시키기 때문이다. 그러나 갈색이나 청색이 나타나는 온도 범위까지는 Ti 의 내식성이나 기계적 성질에 크게 영향을 주지 않기 때문에 용접시 스테 인리스 와이어 브러시를 사용하거나 산세(picking)처리를 통하여 산회피막 을 완전히 제거한 다음 다시 용접을 하여야 한다.

Ti 용접부를 대기로부터 보호하기 위한 방법으로는 진공이나 불활성 분위 기하의 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 차단시킨 다. 일반적으로 1차 실딩, 2차 실딩은 토치로 Ar 가스를 공급하고 백업실딩 은 별도로 Ar가스를 공급한다.

1차 실딩은 용융부와 그 근처의 모재 주위를 보호하는 것으로, 이때 토치 나 건 노즐을 사용하여 보호가스의 흐름에 난류가 생기지 않고 일정한 흐 름을 얻을 수 있도록 한다. 사용 노즐의 크기는 일반적으로 12.5~18.8mm 사이로, 해당 조인트에 사용하기 쉬운 최대의 것을 사용한다. 이 때 가스압 력은 50MPa이상으로 하는 것이 좋다.

- 8 -

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 용접금속

은 일정온도로 냉각될 때까지는 계속하여 실딩해야 하는 단점이 있다.

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

용접전에 용접면은 이물질의 제거를 위하여 적정 솔벤트로 깨끗이 세척하 여야 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 단순V 그루브가 채택되고, 10mm 이상 은 X형으로 홈을 내어 용접한다. 전술한 바와 같이 Ti은 용접 중에 용접부 를 대기로부터 차단하여야 하며, 250℃ 이하로 냉각시켜야 한다.

Ti및 Ti 합금은 원소재 및 가공비가 비싸기 때문에 기계적, 화학적으로 제 반 성질이 우수함에도 불구하고 아직까지는 그 응용분야가 제한적이다. 그 러나 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.⁽²²⁾

- 9 -

그러나 Ti은 대형 구조물에 적용하기 위해서는 여전히 매우 까다로운 재 료이며, 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 여건 에 맞는 용접조건의 설정 및 용접 자동화가 이루어져야 한다.

Fig. 2-1은 산소, 질소, 탄소 및 Fe의 양에 따른 용접부의 경도 변화를 나 타낸 것으로, 경도는 불순물의 양에 따라 현저하게 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러나 수소의 경우에는 강도 및 경도에는 그다지 영향이 크지 않으 나, 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 하이드라이드상이 입자와 입계의 주위에 석출되어 노치 민감성을 증가시키기 때문이다.



Fig. 2-1 Hardness variation to content of impurities



Fig. 2-2 Mechanical properties to content of hydrogen

2.2 단면법에 의한 용접부의 잔류응력 측정

용접열로 가열된 모재의 냉각, 응고에 따른 수축과정에서 용접스트레인과 열응력이 발생하고, 냉각 후에는 일반적으로 잔류응력이 발생하게 된다. Fig. 2-3은 맞대기 용접재의 전형적인 잔류응력의 분포를 나타내며, Fig. 2-3(a)에서 σ_x는 용접방향에 평행인 응력성분, σ_y는 수직인 응력성분이다. Fig. 2-3(b)는 용접선에 수직인 YY축을 따라서 변화하는 σ_x의 분포를 나타 낸다. 용접비드 가까이에서는 상당히 큰 인장잔류응력이 발생하며, 용접 비 드에서 멀리 떨어진 곳은 압축잔류응력 형태로 응력이 분포하는 것을 알 수 있다. 이러한 응력분포는 용접부위의 최대응력 σ_{max}와 인장응력이 존재 하는 부분의 반폭 b 등, 두 개의 변수로 나타낼 수 있다. Masubuchi는 잔 류응력성분 σ_x의 분포를 다음과 같은 식 (2.1)로 나타내었다.

$$\sigma_{\mu\nu} = \sigma_{max} [1 - (\mu \partial)^2] e^{-1/2(\mu \partial)^2}$$
(2.1)

잔류응력성분 oy는 Fig. 2-3(c)에서 보는 바와 같이 ox에 비하여 작은 크 기의 인장응력이 용접재의 중간부위에 나타난다. 만일 구속용접을 실시하여 용접스트레인을 구속한다면 oy는 구속응력에 의해서 곡선 2와 같이 변화한 다. 그러나, 외부구속의 조건은 oy의 잔류응력 분포에는 거의 영향을 미치 지 않는다고 되어있다. 두께 방향(Z-direction)의 잔류응력은 용접재의 두께 가 1in 이상일 때는 상당한 영향을 주며, Todoroki에 의하면 이때의 분포도 는 Fig. 2-3(d)와 같다.

Fig. 2-3(d)에서와 같이 시편내부의 y방향의 잔류응력 분포는, 시편의 양 표면에서는 인장응력이 존재하며 시편내의 중심부근에는 압축 잔류응력이 존재하고 있음을 알 수 있다.







Fig. 2-3 Typical distribution of residual stresses in butt weld



(c) Distribution of σ_y along XX



(d) Distribution of σ_y along ZZ

Fig. 2-3 Continued

또한, Wilson과 Hao는 용접에서 이러한 종류의 응력변화에 대하여 연구를 하였다. 잔류응력은 외부로부터 하중을 받으면 변하게 되는데, 맞대기 용접 에서 인장하중 아래에서 용접부 잔류응력분포의 변화를 보면 Fig. 2-4와 같다.

특히, Curve 0은 용접 후의 잔류응력분포를 나타내며, 용접선 가까이에는 높은 인장응력이 존재하고, 반면에 용접선으로부터 먼 곳에는 압축잔류응력 이 존재하고 있음을 보여주고 있다.

Curve 1은 균일한 응력, 즉 o=o1 이 작용할 때의 응력분포를 나타내며, 용 착금속부 가까이에는 큰 인장응력, 먼 곳에서는 응력이 증가함을 나타낸다. Curve 2는 더 큰 인장응력, 즉 o=o2 가 작용되었을 때로 작용응력이 증가 할수록 응력분포는 평탄해진다. Curve 3을 보면 작용하중이 증가할수록 잔 류응력이 응력분포에 미치는 영향은 작아지고, 작용응력이 더욱 증가하면 전(全)단면이 항복응력에 도달된다. 이때 잔류응력의 영향은 없어진다.

다음에 작용인장응력이 제거되었을 때를 보면, Curve 1'는 작용응력 o=o1 이 제거된 후의 잔류응력분포, Curve 2'는 더 큰 작용응력 o=o2 가 제거된 후의 잔류응력분포를 나타낸다. Curve 3'은 이보다 더 큰 작용응력 o=o3 가 제거된 후의 잔류응력분포를 나타내는 것으로서, 외력을 가하였다가 제 거된 후의 잔류응력과 용접된 그대로의 잔류응력분포를 비교해 보면 외력 이 가하여졌다가 제거된 후의 잔류응력분포가 훨씬 평탄함을 알 수 있고, 외력이 클수록 더욱 평탄해진다. 즉 용접잔류응력의 영향이 감소해짐을 알 수 있다.



Fig. 2-4 Schematic distributions stresses in butt weld

Fig. 2-5은 시험편에 부착한 게이지로부터 3~5mm 떨어진 장소를 컷팅함 으로써 응력이 이완된 스트레인을 측정하는 방법을 설명하고 있다. 스트레 인 게이지는 표면의 응력성분을 측정하기 위한 것으로 세 방향의 미지의 응력성분을 구하기 위해 세 방향으로 다르게 부착하여 측정하며, 스트레인 게이지가 부착된 사각쿠폰은 균열표면 잔류응력 σ_x , σ_y , τ_{xy} 을 받고 있는 모 재와 분리된다. Fig. 2-6은 단면절단법에서 표면잔류응력에 관한 단면측정 의 원리를 나타낸 것으로 단면쿠폰 내에서 모든 잔류응력 성분은 단면으로 부터 제거되고, 재료는 등방체이며, 선형탄성 구성조건을 만족한다고 가정 하면 쿠폰표면에 대한 연속 응력-변형률 관계는 평면응력 조건과 같게 된 다.



Fig. 2-5 Cutting method for measuring residual stresses



Fig. 2-6 Sectional configuration

$$\sigma_{x} = -\frac{E}{1-v^{2}} (\varepsilon_{x} + v\varepsilon_{y})$$

$$\sigma_{y} = -\frac{E}{1-v^{2}} (\varepsilon_{y} + v\varepsilon_{x})$$

$$\tau_{xy} = -\frac{E}{1-v^{2}} \nabla_{xy}$$
(2.2)

여기서, E는 종탄성계수, u는 포아송비, ɛ_x, ɛ_y, Y_{xy} 는 잔류응력의 변형성 분이다. 단면으로부터 잔류응력 완화로 인하여 스트레인 변화에 해당하는 모든 변형성분 ɛ_x, ɛ_y, Y_{xy} 을 정확하게 측정한다면 잔류응력은 식 (2.2)에 서 구할 수 있다. 이 방법은 구하고자 하는 방향으로 부착할 스트레인 게이 지가 필요하고, 브리지회로에 의해서 측정되는 스트레인 게이지의 저항변화 와 스트레인 게이지에 의해서 그에 상당한 스트레인 값으로 전환되는 저항 변화를 필요로 한다. 따라서 저항변화를 스트레인 값으로 전환시키는 스트 레인 게이지 방법은 간단한 스트레인 게이지 방정식으로 구한다.

$$\frac{\Delta K}{R} = K_0 \varepsilon \tag{2.3}$$

여기서 R은 스트레인 게이지 저항, ΔK는 저항변화, K₀는 게이지 상수, ε 은 게이지 방향에서 변형률이다.

선형 측정 브리지로부터 스트레인 계산에 대한 편리성 때문에 스트레인 게이지 횡감도의 영향을 무시하면 다음과 같다.

$$n_{\varepsilon} = \frac{\frac{K_{t}}{K_{I}} \left(\frac{\varepsilon_{t}}{\varepsilon_{J}} + v_{0}\right)}{1 - v_{0} \frac{K_{t}}{K_{I}}} \times 100$$
(2.4)

여기서 n_e는 게이지 축에 따른 진변형률에 대한 퍼센트 측정 오차이다. K_I 는 축 게이지 계수, K_t 는 횡 게이지 계수, v₀은 측정된 K₀에 대한 재료 의 포와송 비이다. ε₇ 와 ε₇ 는 각각 게이지 축과 수직이며 평행한 실제 변 형률이다. <u>K</u>의 비는 횡감계수라 부르고 게이지의 횡감도를 측정하는 것 이며, 그 값은 밖으로 부착된 스트레인 게이지에 대해서 약 1%이다. 식 (2.4)은 <u>ε₇</u> 비가 클 때 횡감도로 인한 오차는 중요성을 나타내며, 게이지 횡감도로 인한 오차를 제거하기 위한 일반화된 식은 다음과 같다.

$$\frac{\Delta R}{R} = K_{FI} + K_{I} \varepsilon_{t}$$
(2.5)

여기서 <u>▲</u>R은 스트레인 게이지의 상대저항 변화이고, K_I 와 K_T 는 각각 종과 횡감도계수, ε_t 와 ε_t 는 게이지에 발생하는 종과 횡변형률이다. Fig. 2-5에서 스트레인 게이지 로제트에 대해서 아래와 같은 식을 얻는다.

$$\frac{\Delta R_x}{R_x} = K_f \varepsilon_x + K_f \varepsilon_x \tag{2.6}$$

$$\frac{\Delta R_y}{R_y} = K_I \varepsilon_y + K_I \varepsilon_x \tag{2.7}$$

$$\frac{\Delta R_{45}}{R_{45}} = K_I \varepsilon_{45} + K_I \varepsilon_{45}$$
(2.8)

표면잔류응력의 단면측정에 대한 최종 식은 다음과 같다.

$$\sigma_x = \left[\frac{-1}{A} \left(\frac{\Delta R_x}{R_x} + \frac{\Delta R_y}{r_y}\right) + \frac{-1}{B} \left(\frac{\Delta R_x}{R_x} - \frac{\Delta R_y}{r_y}\right)\right]$$
(2.9)

$$\sigma_{y} = \left[\frac{-1}{A}\left(\frac{\Delta R_{x}}{R_{x}} + \frac{\Delta R_{y}}{R_{y}}\right) - \frac{-1}{B}\left(\frac{\Delta R_{x}}{R_{x}} - \frac{\Delta R_{y}}{R_{y}}\right)\right]$$
(2.10)

$$\tau_{xy} = \frac{1}{B} \left[\frac{\Delta R_{45}}{R_{45}} - \left(\frac{\Delta R_y}{R_y} + \frac{\Delta R_y}{R_y} \right) \right]$$
(2.11)

$$A = \frac{2}{E} (1 - v)(K_I + K_t)$$
(2.12)

$$B = \frac{-2}{E} (1 + v)(K_I + K_t)$$
(2.13)

여기서, $\frac{\Delta R_{t}}{R_{t}}$, $\frac{\Delta R_{y}}{R_{y}}$, $\frac{\Delta R_{45}}{R_{45}}$ 은 각각 x, y, 45°방향에서 게이지 상대변화이 고, A와 B는 스트레인 게이지 매개변수에 의존하는 보정상수이다.
2.3 피로크랙 발생 및 전파거동

금속이 반복 응력 또는 반복 변형을 받을 때 일어나는 피로파괴과정을 엄 격하게 나누기는 어렵지만 크랙의 발생, 크랙의 성장, 최종파괴로 분류하는 것이 편리하다.

Fig. 2.7은 피로파괴가 일어난 재료의 단면을 도식적으로 나타낸 것이다. 크랙은 대개 재료의 표면에서 생성되어 내부로 진행되고 최종적으로 파괴 된다. 크랙의 생성과 크랙의 성장의 1단계는 전단이 관여하는 변형단계로서 성장된 크랙의 크기는 결정립 크기 정도이다. 크랙성장의 2단계는 종종 파 단면의 대부분을 차지하는 경우도 있는데, 최대응력이 작용하는 축에 수직 으로 성장한다. 이 단계에서 성장의 통로는 재료의 불균일과는 관계없이 재 료가 연속체인 것처럼 나타난다. 최종파괴는 단순인장에서 크랙성장의 연성 찢어짐과 비슷한 모양으로 일어난다.

피로크랙은 거의 대부분이 재료의 표면에서 발생하며, 재료의 표면에는 인 접결정의 구속이 없으므로 피로의 특징인 전위 반복운동의 비가역성으로 인해 미시적으로 볼 때 불균일한 표면을 만든다. 시료표면을 관찰하면 슬립 선이 집중된 슬립띠가 있으며 슬립선이 집중되는 정도는 변형진폭에 따라 증가한다. 표면을 전해연마하여 µm정도 제거하면 대부분의 슬립선은 없어 지지만 슬립띠는 없어지지 않는다. 다시 연마한 후 반복하중을 가하면 같은 장소에서 다시 집중된 슬립선이 나타난다. 이 부분의 슬립손상은 내부까지 진행되는데 이러한 전위조직을 고집슬립띠(Persistent Slip Band)라고 부르 고, 적층결함에너지가 높은 금속을 상온에서 반복 변형시키는 경우 잘 형성 된다.

결정이 반복 소성변형을 받으면 슬립면에서 국부적으로 전위밀도가 커지 고 고집 슬립띠가 형성되면서 표면에 돌출부와 골이 생긴다. 고집슬립띠는 한번 형성되면 안정되며, 반복변형으로 주위의 모상보다 연화되는데 이곳에 서 돌출부(Extrusion)와 골부(Intrusion)의 응력 집중계수를 높여 피로수명 의 수% 이내에 1~10µm 크기의 작은 크랙을 발생시키게 된다. 이정도의 크기는 전위의 하부조직의 크기보다 약간 큰 정도에 해당된다. 낮은 적층결 함에너지를 가진 재료의 경우에는 교차슬림이 어렵기 때문에 고집슬립띠를 만들기가 어렵고, 따라서 크랙의 생성이 억제된다. 이러한 재료에서는 크랙 의 생성에 걸리는 시간이 피로수명의 큰 부분을 차지하게 된다.

이와 같이 우선적인 피로크랙을 형성하는 것으로는 기공과 탄화물, 용접불 량 시 발생하는 기공 등이 있으며, 이들은 모두 응력집중도를 높여서 재료 의 피로수명을 단축시킨다.⁽²³⁾



Fig. 2-7 Schematic Illustration of Trans-Grain Microscopic Fatigue Crack Growth

제 3 장 실 험

3.1 시험편

본 실험에 사용한 재료는 순수티타늄(ASTM B265, Grade 2)이다.

이 시험편은 미국ASTM 규정에 의하여 생산되었으며 풀림처리한 순수 티 타늄으로서 두께 15mm 압연판재를 사용하였다.

시험편의 기계적 성질을 구하기 위하여 인장시험 및 경도시험을 행하였다. 인장시험은 KSB 0801에 따라 시행하였으며, 경도시험은 마이크로 비커스 경도기를 사용하였다. 경도측정용 시험편의 표면을 연마지 #2,000와 컴파운 드(cp1000)를 같이 사용하여 연마한 후 산화알루미나(Al₂O₃, 0.3µm)로 래핑 가공하였으며, 실험에 사용한 하중은 500g, 하중작용시간 30sec의 조건하에 서 60회 측정하였다.

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

Table 3-1 Chemical compositions of ASTM B265 GR2 high-pure titanium

(Wt.%)

| Ν | С | Н | Fe | О | Ti |
|-------|-------|-------|------|-------|-----|
| 0.006 | 0.002 | 0.002 | 0.03 | 0.144 | BAL |

| Table 3-2 | Mechanical | properties | of | ASTM | <i>B265</i> | GR2 |
|-----------|------------|-------------|-----|------|-------------|-----|
| | high- | -pure titan | ium | 1 | | |

| Yield Stress | Tensile Stress | Elongation | Young's Modulus | Hardness |
|--------------------------------|--------------------------------|------------|--------------------------------|----------|
| $(\mathrm{Kgf}/\mathrm{mm}^2)$ | $(\mathrm{Kgf}/\mathrm{mm}^2)$ | (%) | $(\mathrm{Kgf}/\mathrm{mm}^2)$ | (H_V) |
| 40 | 49 | 28 | 10,850 | 119 |

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

순수 티타늄 용접 이음부의 용접성 중 각각의 용접조건에 따라 기계적 성 질을 얻기 위해서 입열량을 임의로 일정하게 조절할 수 있는 대차를 이용 한 자동 펄스형 불활성가스 아크 용접기를 사용하였다.

또한 순수 티타늄의 용접에 따른 잔류응력을 측정하기 위하여 용접 후 잔 류응력을 측정하였는데, 일반적으로 용접 실험의 경우 비금속 용접조건 (Fig. 3-1)과 같은 방법으로 용접하여 실험에 사용하고 있지만, 실제 현장 에서 사용하고 있는 구조물에 있어서의 용접조건은 구속형 용접조건에 의 하여 사용하고 있다.

본 실험에서 사용되는 순수티타늄 용접재의 용접은 대기가스 성분에 대해 매우 높은 고용도를 갖기 때문에, 산화 및 용접금속의 내부에 발생하는 기 공이 큰 문제점으로 지적되고 있다. 그리고 이러한 기공의 발생을 억제하기 위하여 입열량을 증가시키면서 해결하였고, 용착부의 양쪽 끝단의 경우에는 아직 명확히 밝혀져 있지는 않지만 수축 보이드, 확산성 수소, 잔류 가스, 용접부의 개재물이나 산화 등에 의하여 발생한다고 알려져 있다. 따라서 Ti 용접은 토치로부터 가스유량, 용접속도, 아크 길이, 보호가스의 흐름, 절단 및 가공방법, 표면처리 등을 충분히 고려하여 시험편을 제작하였다. Table 3-3은 Ti을 TIG용접에 사용하기 위한 용접와이어의 화학적 성질로 직경 2mm, 길이 1000mm의 순 Ti봉이고, 실드가스는 순도가 매우 높은 알곤가 스 99.995%를 사용하였다.

Table 3-3 Chemical Compositions of Welding Wire

(wt.%)

| N | С | Н | Fe | 0 | Ti |
|-------|------|-------|-----|-----|-----|
| 0.012 | 0.03 | 0.005 | 0.1 | 0.1 | BAL |



Fig. 3-1 Restraint welding condition(SPC-1,2)

본 연구에서는 용접 조건별로 인장 시험편⁽²⁴⁾, 충격 시험편, 경도 시험편 등 ⁽²⁵⁾ 을 각각 기계적 실험을 하기 위하여 채취하였으며, 경도 시험편은 실험 에 사용하기 위하여 표면을 연마지 #2,000와 컴파운드(Φ1000)를 같이 사용 하여 연마한 후 산화알루미나(Al₂O₃, 0.3μm)로 래핑 가공하였다.

Fig. 3-2, 3-3는 실험에 사용된 인장 시험편과 충격 시험편의 형상을 나타 내고 있다. 인장 시험편은 두께 15mm의 판재를 X형 맞대기 용접한 후 와 이어 커터에 의하여 가공한 후 두께12mm가 되도록 밀링가공 하였으며, 연 삭기로 표면을 연마하였다. 충격 시험편은 3호 시험편으로 제작하였으며, 노치는 Φ 2mm의 와이어에 의해 노치 깊이 2mm가 되도록 가공하였다.



Fig. 3-2 Geometry of tensile test specimen



Fig. 3-3 Geometry of impact test specimen

피로 시험편의 제작은 용접에 따른 용착부, 본드부, HAZ, 온도영향부의 피로크랙 진전거동을 평가하기 위하여 용접하지 않은 모재 시험편과 용접 한 용접 시험편을 각각 제작하고, 노치의 위치를 용착부, 본드부, HAZ 온 도영향부에 각각 위치시켜 실험하였다. 용접 시험편의 제작은 길이 220mm, 폭 120mm, 두께 15mm의 평관을 X형 맞대기 이음으로 하기 위하여 Fig. 3-4와 같이 모재를 양면 베벨각 30°로 밀링가공한 후 용접조건은 5 패스, 용접전류는 130~140A, 아크전압은 14.5~16V, 용접 속도는 5.5~ 7.9cm/min, 루트 간격은 3~3.5mm, 비드 폭은 11.2mm, 실딩가스는 20~25 ℓ/min으로 용접하였다. 용접재에서 채취한 시험편은 Photo. 3-1과 같은 형 태의 CT시험편이며, 크랙 발생 위치에 따른 크랙진전거동에 관해서 알아보 기 위해 Specimen A, B, C의 노치를 고온 열영향부, 저온 열영향부, 모재 부에 위치하도록 제작하였다. 시험편의 형태는 Fig. 3-5와 같은 C-T(Compact Tension) 시험편이며, Photo. 3-2는 모재시험편을 제외한 각 각의 용접된 시험편은 부식액(HNO₃ : HF = 2 : 1)을 사용하여 부식시킨 후 광학현미경으로 관찰한 용접재의 각 부분의 조직사진이다.



Fig. 3-4 Welding joint shape of specimen



Detail of A



Fig. 3-5 Geometry of C-T specimen



(a) Specimen1 W M Z



(b) Specimen2 Bond Zone



(c) Specimen3 H A Z



(d) Specimen4 T A Z

Photo. 3-1 Welded specimen shapes



(a) Base Metal

(b) H A Z



Welded Zone

Photo. 3-2 Micro-Structure of Material (×500)

본 실험에 사용한 시험기는 A/D, D/A 변환기를 내재한 micro computer에 의해 하중의 설정 및 제어를 하도록 되어 있으며, 이 A/D, D/A 분해능과 load cell로 부터의 출력을 strain amplifier에서 증폭시켜 D/A에 의해 micro computer에 입력해 strain amplifier의 증폭전원에 의해 하중의 감도 가 변화하도록 되어 있는 용량 ±10ton의 전기유압식 서보 피로시험기 (SHIMADZU SERVOPULSER)를 사용하였다.

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



Photo. 3-3 Fatigue Testing Machine

본 실험에 사용한 시험기기의 제원은 다음과 같다.

1) 전기유압식 서보 피로시험기(SHIMADZU SERVOPULSER)

- 모델 : EHF-ED10-40L
- 용량 : ±10ton
- 제작 : SHIMADZU , Japan
- 2) 만능시험기(Universal testing machine)
 - 모델 : Instron 4206
 - 용량 : 15ton
 - 제작 : Instron, U. S. A.
- 3) 마이크로 비커스 경도계(Micro-Vikers hardness tester)
 - 규격 : 280×450×450
 - 제작 : Instron, U. S. A.
- 4) 샤르피 충격시험기(Charpy impact testing machine)
 - 모델 : C1-30
 - 제작 : Tokyo testing machine MFG. Co. LTD.
- 5) 광학현미경(Optical microscope)
 - 모델 : BHC-U
 - 규격 : 배율(×) : 50~2,000
 - 제작 : Olympus, Japan

- 6) 주사 전자현미경(Scanning electron microscope)
 - 모델 : JSM 840A
 - 규격 : 배율(×) : 10~30,000
 - 제작 : JEOL, Japan
- 7) 연마기(Polisher)
 - 모델 : C-POS2
 - · 규격 : 110V, 160W
 - 제작 : (주) 제일과학, Korea
- 8) TIG 용접기(TIG Welding Machine)
 - · 출력 : 12.5 KW, 300A
 - 제작 : ASTRO-ARC Co. USA
- 9) 잔류응력 측정기(Strain meter)
 - 모델 : MT-16A
 - 제작 : National Instrument Co.

3.2 실험방법

본 실험에서 크랙의 측정은 시험편의 전면에 Clip gage를 장착하여 크랙 개구변위를 측정하였고, 이 변위와 하중신호로부터 컴플라이언스를 구해 환 산하는 방법을 이용하였다. 크랙길이 정밀도는 controller안에 내제된 12bit A/D 변환기의 분해능(resolution)을 고려하면 크랙개부변위의 측정 정밀도 가 대략 0.0001mm 정도이며 이를 크랙길이로 환산하면 0.01mm 정도가 된 다. 본 실험은 시험편의 착탈을 제외 하고는 하중제어, 크랙길이 측정, 데이 터 처리 등이 모두 Program화되어 자동으로 시행되었다.

식 3-1은 Program에서 피로크랙길이를 구하는 식을 나타내고 있다.

$$a = W \times (C_0 + C_1 \times U + C_2 \times U^2 + C_3 \times U^3 + C_4 \times U^4 + C_5 \times U^5)$$
(3-1)

U=1/(1+
$$\sqrt{B_{eff}^{\times}E^{\times\lambda}}$$
), λ : Compliance
B_{eff}:유효시료두께(B_{eff}=B-(B-bent)²/B), C₁-C₅:재료상수

용접성 평가를 위해서 용접 패스를 4,5,7로 각각 달리하는 용접층 수에 따 른 방법과 용접 패스는 같게 하고 보호 가스량을 15, 20, 251/min으로 달리 하는 방법, 층간 용접 시간 간격에 따른 방법으로는 5분, 3분, 1분 간격으로 각각 용접하여 기계적 성질을 평가하였다. 인장시험은 항복전 인장속도는 5mm/min으로 하였고, 항복 이후의 인장속도는 10mm/min의 속도로 인장 하였다. 충격시험은 샤르피 충격시험기로 해머의 타격속도는 양 5m/sec의 속도로 타격하여 실험하였다⁽²⁶⁾. 경도시험은 시험편의 표면을 연마지 #2,000 와 컴파운드(cp1000)를 같이 사용하여 연마한 후 산화알루미나(Al₂O₃, 0.3µ m)로 래핑 가공하였으며, 실험에 사용한 하중은 500g, 하중작용시간 30sec 의 조건하에서 용착부에서 부터본드부, HAZ, TAZ까지 2mm 간격으로 각 각 측정하였다.

용접한 시험편은 단면 절단법을 사용하여 용접잔류응력값을 측정하였다. 측정에 사용한 시험기는 포터블식인 MT-16A이며, 데이터 획득을 위하여 노트북에 SAS 98 잔류응력 해석 프로그램을 설치하고, National Instrument Co., LTD.의 데이터 획득 카드 Ni-DAQ Capabilities인 PCMCIA를 장착하여, 인터페이스 한 다음 σ_x, σ_y의 잔류응력값을 측정하였 다. 반복하중은 하중제어에 의한 정현파형을 사용하였으며, 본 시험기는 Servo Valve 76-005를 사용하였으며 진동수 범위는 1~20Hz중에서 20Hz 를 선택하여 사용하였다.

본 실험에서는 용접재의 피로크랙 전파거동을 고찰하기 위하여 용접하지 않은 모재 시험편과 용착부에 노치를 가공한 시험편, 본드부(용착부로부터 3mm), HAZ(용착부로부터 7mm), 온도영향부(용착부로부터 11mm)에 노치 를 가공한 시험편으로 각각 제작하여 실험에 사용하였다.

본 연구에서는 용접하지 않은 모재 시험편을 Base metal, 용착부에 노치 를 가공한 시험편을 WMZ(Weld Metal Zone), 본드부에 노치를 가공한 시 험편을 Bond Zone, 열영향부에 노치를 가공한 시험편을 HAZ(Heated Affected Zone), 용착부로부터 11mm 떨어진 온도영향부에 노치를 가공한 시험편을 TAZ(Temperature Affected Zone)라고 칭하였다.

Table 3-4와 Table 3-5, 3-6은 시험편의 종류와 피로크랙 진전속도 시험에 서의 시험편의 내용, 그리고 피로크랙 진전속도 시험에서의 시험조건들을 나타내고 있다.

피로크랙 전파거동 실험을 하기 전에 모재 시험편의 피로한도 실험을 먼 저 하였는데 순수 티타늄의 모재 시험편의 피로한도는 200Kgf로 나타났다. 따라서 본 실험에서는 피로크랙 전파거동을 평가하기 위하여 최대하중을 400Kgf로 모재시험편의 피로한도의 약 200%로 주었으며, 응력비는 0.1을

- 41 -

택하였다.

특히 용착부, 본드부, HAZ 등에서의 피로크랙 전파거동을 명확히 해석하 기 위하여, 우선 모재 시험편의 피로하중을 측정하여, 모재의 피로하중을 기초로 용접재 중 가장 강한 HAZ 재료의 피로한도를 다시 측정한 후 이것 을 기준으로 실험을 실시하였다.

| Specimen | Welding | From Initial Crack to 2 or 3mm |
|------------|---------|--------------------------------|
| Base Metal | × | Base Metal |
| WMZ | 0 | WMZ(Weld Metal Zone) |
| Bond Zone | 0 | Bond Zone |
| HAZ | 0 | HAZ(Heated Affected Zone) |
| TAZ | 0 | TAZ(Temperature Affected Zone) |

Table 3-4 Specimen definition for experiment

Table 3-5 Specimen specifications of crack growth rate test

| 1 | Specimen Type | Front Face | 7 | Tensile Test Temperature | 25 |
|---|--------------------------|---------------|----|---------------------------|--------|
| 2 | Width(mm) | 50 | 8 | Y.Stress(kgf/mm²) | 40 |
| 3 | Thickness(mm) | 10 | 9 | T.Stress(kgf/mm²) | 50 |
| 4 | Clip Guage Position(mm) | 0 | 10 | Machined Notch Length(mm) | 25 |
| 5 | Young's Modulus(kgf/mm²) | 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 | 7 | Initial Crack Length(mm) | 25 |
|---|---------------|---------------|----|--------------------------|-------|
| 2 | Load Max(kgf) | 400 | 8 | Final Crack Length(mm) | 49 |
| 3 | Load Ratio | 0.1 | 9 | Maximum Cycle | 1E+07 |
| 4 | Frequency(Hz) | 20 | 10 | Data Input Interval(mm) | 0.2 |

제 4 장 실험 결과 및 고찰

4.1 용접잔류응력 분포의 형태

Fig. 4-1과 4-2은 시험편 자체에서 구속한 형태로 용접한 이음부의 용접 잔류응력을 측정한 결과인데, 용접과정에서 용접잔류응력이 높아졌음을 알 수 있다. 용접잔류응력의 분포상태를 보면 전형적인 외적 구속방법과 같은 형태로 나타났으나, o_x 방향성분 용접잔류응력이 모두 인장잔류응력으로 측 정되었다. 용접중심선으로부터 5~20mm사이에서 급속도로 작아졌으며, 2 0~40mm사이에서 가장 작은 용접잔류응력이 측정되었다. 또한 o_y 방향의 용접잔류응력은 용접중심선으로부터 60mm 거리에서 인장 잔류응력이 압축 잔류응력으로 변화하였다.

Fig. 4-3과 4-4는 비구속 상태에서 용접한 이음부의 용접잔류응력을 측정 한 결과이다. 시험편의 일반적인 형태로 용접중심선 근방의 열영향부에서 o x 방향 성분은 인장잔류응력이 측정되었으며 용접중심선으로부터 15~ 18mm 거리에서 급속도로 압축잔류응력으로 변화였다. 또한 Fig. 4-1과 4-2에서 보다 o_x 방향성분 잔류응력이 낮게 측정되었다. 이것은 구속조건의 차이인 것으로 생각되며 o_y 방향의 용접잔류응력은 모두 인장잔류응력으로 측정되었다. 용접중심선으로부터 멀어질수록 잔류응력 값이 미소하게 작아 짐을 알 수 있다.

Fig. 4-5에서는 ox 방향의 용접잔류응력에 대한 시험편 자체 구속한 시험 편과 비구속 방법에 의하여 제작된 시험편에 대하여 도표화 한 것이다. 시 험편 자체에서 구속한 방법이 비구속 방법보다 용접잔류응력이 높게 측정 되었음을 알 수 있다. 이것은 구속력이 시험편 자체 구속한 시험편에서 큰 것으로 생각된다.

Fig. 4-6에서는 Oy 방향의 용접잔류응력에 대한 시험편 자체 구속한 시험

편과 비구속 방법에 의하여 제작된 시험편에 대하여 도표화 한 것이다. 비 구속 방법이 시험편 자체 구속한 시험편에서 보다 다소 높게 측정되었다. 이것은 O_x 방향의 측정결과에서 알 수 있듯이 시험편 자체 구속한 상태가 상대적으로 큰 것은 O_y 방향의 용접잔류응력을 감소시켰던 것으로 생각된 다.



Distance from the welded center line(mm)

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



Distance from the welded center line(mm)

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



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



Fig. 4-4 Distribution of the weided residual stress for SPC-4



Distance from the welded center line(mm)

Fig. 4-5 Distribution of the weided residual stress in the σ_x



Distance from the welded center line(mm)

Fig. 4-6 Distribution of the weided residual stress in the σ_y

4.2 피로크랙길이와 하중 반복수와의 관계

본 연구에서는 피로크랙길이 a와 하중 반복수 N과의 관계를 용접된 시험 편들과 모재를 각각 비교하여 고찰하였으며, 시험 데이터는 크랙길이 0.2mm 간격마다 한 번씩 받고 최종 파단부 근처의 빠른 진전속도를 나타 내는 최종 파단부에서는 30초당 한 번씩 데이터를 얻어서 실험하게 되었다. Fig. 4-7은 모재와 각각의 용접된 시험편들과의 a-N 선도를 비교한 그래프 이며, Fig. 4-8은 피로크랙진전 초기단계에서 크랙을 1mm 진전시키는 데 소요되는 평균 사이클 수를 표시한 막대그래프이다.

Fig. 4-8을 살펴보면 초기크랙 1mm까지 진전하는데 모재의 경우와 비교 하여 WMZ는 약 811% 높게 나타나고 있으며, 최종 파단수명은 약 459% 높게 측정되었으며, 이는 용접부위를 이종재의 강한 재료로 생각할 때, 이 부분에서부터 시작한 초기크랙은 용접부의 영향으로 단일 재료인 모재의 경우보다 높은 파단수명을 나타내었던 것으로 생각되며 Fig. 4-7의 경우도 마찬가지로 용접으로 인하여 파단수명이 모재의 경우보다도 약 127%~ 895%정도 향상되었음을 알 수 있으며, 그 중 Bond Zone 재료는 가장 높은 파단수명 향상을 나타내었으며, TAZ의 경우는 최종파단부분에 용접이 행 하여졌으므로, 피로수명에는 큰 영향을 미치지 못하여 모재의 수명과 큰 차 이가 없다고 생각된다.



Fig. 4-7(上) Relation between crack length and number of cycle for all specimens



Fig. 4-8(下) Relation between number of cycle and crack length per 1mm for all specimens

4.3 피로크랙전파속도와 크랙길이와의 관계

본 연구에서는 피로크랙 전파속도와 크랙길이와의 관계에 대하여 고찰하였으며, 또한 초기 크랙으로부터 1mm당 시험편의 평균속도를 고찰하였다. Fig. 4-9~13은 피로크랙전파속도와 피로크랙길이와의 관계를 나타낸 것 으로써 용접재의 경우 모재와는 다르게 직선적인 형태가 아닌 절곡점을 보 이고 있었다.

Fig. 4-9에서는 초기크랙 진전속도가 모재시험편에 비하여 14.5배 정도 낮 은 속도를 나타내고 있으며, a가 29.38mm 이상에서는 모재와 유사한 크랙 진전속도를 나타내고 있다.

Fig. 4-10에서도 동일한 현상이 일어나지만 모재에 비해서 초기크랙의 진 전속도가 약 30배나 현저히 낮은 속도를 나타났으며, a가 29mm에서 동일 한 크랙진전속도를 나타냈다. 그리고 이점을 기점으로 Specimen2는 모재부 의 크랙진전속도에 비하여 상당히 높은 크랙진전속도를 나타내었으며, 최대 174%의 높은 속도를 나타내고 있다. Fig. 4-11은 Specimen1시험편의 경우 와 거의 동일한 곡선을 나타내고 있으며 단지 차이점은 용접라인 자체가 후반부에 위치하기 때문에 Specimen1에 비해서 마지막 a 가 더 큰 데이터 를 받아들일 수 있었다. Fig. 4-12는 Specimen4에 대한 특성을 나타낸 그 래프인데, 여기에서 특이한 점은 모든 용접재는 모두 초기 피로크랙 진전속 도가 모재에 비하여 최소427%에서 최대 3,272%나 낮게 나타나는데. Specimen4시험편은 모재시험편에 비하여 약 1.4배정도 낮은 진전속도 밖엔 나타나지 않을 정도로 모재시험편과 동일한 초기 피로크랙 진전속도를 나 타내고 있다는 것이다.

결과적으로 용접으로 인한 이종재료를 통과하는 피로크랙진전속도는 모재 의 경우에 비하여 초기 매우 낮은 피로크랙 진전속도를 나타내지만 a가 약 28~30을 기준으로 모재의 피로크랙 진전속도를 추월한 것으로 보여지며 Specimen2재료가 이들 중 가장 초기피로크랙 진전속도가 낮았으며, 피로크 랙이 동일한 점을 지나 가장 피로크랙 진전속도가 높았음을 알 수 있었다. Fig. 4-14는 피로크랙 1mm당 모재를 포함한 시험편들의 평균속도를 막대 그래프화 시킨 그림이다. 여기에서도 밝혀지는 바와 같이 Specimen2시험편 이 가장 낮은 초기 피로크랙 진전속도를 나타냈으며, 최대 모재를 기준으로 약 30배나 낮은 속도를 나타냈다. 또한 후반부에서도 모재와 비교되는 범위 에서 가장 높은 속도를 나타내고 있다. 그러나 Specimen3의 35mm인 지점 에서 가장 높은 속도를 나타내고 있는데, 이는 최종파단부에서 마지막으로 용접라인을 벗어나면서 급속파단된 것으로 판단된다. 그리고 Specimen2를 면밀히 검토한 결과 모재와 용접 경계부는 초기 크랙부위에서 약 6.7mm 떨어진 부위에 위치하였으며, 전체파단길이 25mm를 고려할 때 약 26.8% 정도 떨어진 부위에 용접이 된 경우이며, 이는 산업현장에서 응력 집중된 부위나 결함이 있는 부위 주변에서 용접하는 경우 전체 파단 길이의 약 26.8% 정도 떨어진 부위에 용접을 함으로써 피로수명을 약 712% 까지 향 상시킬 수 있을 것으로 생각된다.



Fig. 4-9 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and specimen1



Fig. 4-10 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and specimen2



Fig. 4-11 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and specimen3


Fig. 4-12 Relation between crack behavior rate and crack length for base metal and specimen4



Fig. 4-13 Relation between crack behavior rate and crack length for all specimens



Fig. 4-14 Relation between crack behavior rate average and crack length per 1mm for all specimens

4.4 피로크랙전파속도와 응력확대계수와의 관계

피로수명 평가방법에는 여러 가지 방법들⁽²⁷⁾이 있는데, 피로크랙 발생수명 평가에 관한 것과 피로크랙 전파수명 평가에 관한 것으로 나눌 수 있다. 우선 발생수명을 계산하기 위해서는 피로수명 곡선이 필요하며, 피로수명 곡선이란 일정진폭의 응력 또는 변형률을 반복해서 받는 경우, 크랙의 발생 또는 파단까지의 응력 반복수와 응력 또는 변형률과의 관계를 표시한 S-N 선도, Δε-N선도 등을 의미한다.

피로크랙 전파거동은 여러 인자의 영향을 그 대표적인 인자로는 판의 두 께. 크랙형상, 하중주파수, 열처리 온도, 냉각변형, 환경, 평균응력, 응력비 및 과대하중으로 인한 잔류응력 등이 있으며 이러한 인자들에 의해 발생하 는 피로파괴 양상은 매우 복잡하고 다양하다. A. A. Griffith⁽²⁸⁾는 크랙의 성 장에 의하여 방출되는 에너지가 크랙성장을 위하여 필요한 에너지를 충분 히 감당하면 크랙전파가 발생한다고 생각하였으며, 그의 학설에서 시작된 파괴역학은 E. Orowan 등⁽²⁰⁾을 거쳐 G. R. Irwin⁽²⁹⁾의 에너지적 접근과 크 랙진전 임계응력에 기초를 둔 응력확대계수를 도입하게 되면서 급속한 발 전을 가져왔다. Irwin은 파괴의 3가지 모드를 Westergaard의 응력함수⁽³⁰⁾를 이용하여 응력장과 변위장으로 설명하였으며 크랙선단 근방 응력분포에서 특이항의 세기를 결정하는 응력장 파라미터를 크랙선단에서의 응력확대계

본 연구에서는 피로전파수명을 평가하기 위하여 기본적인 식은 Paris식을 사용하였다.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \tag{4.1}$$

식 (4.1)은 다음 식 (4.2)와 같이 각 항에 대하여 나눌 수 있다.

$$dN = \frac{1}{\mathcal{O}(\triangle K)^{m}} da \tag{4.2}$$

식 (4.2)의 좌우변 항을 각각 적분하면

$$\int dN = \int \frac{1}{\mathcal{C}(\triangle K)^m} da$$
(4.3)

이를 전파수명에 대하여 적분하는 형식은

$$\int_{N_i}^{N_f} dN = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{\mathcal{C}(\triangle K)^m} da$$
(4.4)

여기서 a_i 는 초기 크랙길이, a_f 는 파단 직전에 조사된 크랙길이, N_i 는 초 기 반복수, N_f 는 파단까지의 반복수이다.

본 실험에서와 같이 노치재를 사용하는 경우에 대해서는 N_i 는 0, a_i 는 노치길이가 된다.

따라서 식 (4.4)를 적분하면 식 (4.5)와 같이 된다.

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{\mathcal{O}(\triangle K)^m} \, da \tag{4.5}$$

식 (4.6)은 시험기 프로그램 내에서 응력확대계수값을 구하는 식이다.

$$K = (P B M (2+X) (D_0 + D_1 X + D_2 X^2 + D_3 X^3 + D_4 X^4)$$

$$(1-X)^{3/2}$$
(4.6)

P : 최대하중
B : 시편의 두께
W : 시편의 폭
X : a/W
D₀ ~ D₄ : 재료상수

Fig. 4-15는 모재 및 용접된 시험편의 da/dN과 ΔK선도를 비교한 그래프 이다. 여기서 용접된 시험편을 이종재료로 가정하면 식 (4.3)을 만족하지 못 하는 것은 용접으로 인하여 시험편에 영향을 미친 것으로 생각된다. 그러므 로 본 시험기의 프로그램에 의하여 C값과 m값을 구할 수는 있으나 단순재 료에서 만족하는 Paris 법칙을 만족하기는 역부족 이였으며, 실제 두 개의 기울기를 가진 데이터의 구간별 C값과 m값은 최고 400%차이가 있었으며, C값은 2.144E-30에서 2.403E-10정도의 차이를 나타내고 있었다. 그러나 TAZ의 경우는 모재의 데이터 분포와 유사하게 나타나고 있으며, 이러한 원인은 용접에 대해서 영향을 거의 받지 못하고 있는 것으로 생각된다. 결과적으로 본 연구에 사용된 용접시험편의 da/dN 과 ΔK 관계를Paris 법 칙에 적용하기에는 C값과 m값의 차이가 많이 일어나므로 부적당하다고 생 각되어진다.



Fig. 4-15 Relation between crack behavior rate and stress intensity factor range for all specimens

제 5 장 결 론

Ti 용접재 시험편을 통하여 잔류응력에 의한 피로크랙 진전거동에 대하여 각각 비교·검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

치 크랙이 1mm로 성장하는데 걸리는 평균 크랙진전속도를 조사한 결과 Specimen2가 모재에 비하여 약30배로 가장 낮은 크랙진전속도를 나타 내고 있었으며, 초기 크랙진전속도가 최종 파단 수명에 매우 큰 영향을 미 치고 있음을 알 수 있다.

2) 피로수명은 다음과 같은 순으로 높게 나타났다.
Boundary zone> HAZ > Welding zone > Base metal
특히 Boundary zone의 피로수명은 모재에 비하여 700%이상 높은 걸로 나
타났다.

3) 초기 크랙진전속도는 Bond부, 용착부, HAZ, 온도영향부 순으로 느리게 나타났으나, 피로수명은 Bond부, HAZ부, 용착부, 온도영향부 순으로 높게 나타났다.

4) 시험편 중 피로수명이 가장 큰 Specimen2 시험편은 노치 선단으로부터 HAZ부 까지 거리가 약6.7mm로 전체 파단길이의 약25%를 차지하고 있었다.

참 고 문 헌

(1) Gurney, T, R., Fatigue of Welded Structures, Cambridge University Press, London, 1968.

(2) G. E. Normark, L. N. Muller and R. A. Kelsey, "Effest of Residual Stress on Fatigue Crack Growth Rate in Weldments of Aluminium Alloy 5456 Plate", ASTM STP 776, pp. 44–62, 1982.

(3) 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.

(4) Kitagawa, H., Suh., C. M., "Crack Growth Behavior of Fatigue Microcracks in Low Carbon Sreels", Fatigue Fracture Engineering Material Structure, Vol. 9, No. 6, pp.409–424, 1987.

(5) 西谷弘信, 皮籠石 紀雄, "低炭素 高溫回轉曲げにおける 微小疲勞 裂傳 도則",日本機械學 會論文集(A編), 第54卷, 第491號, pp. 1163-1166, 1987.

(7) Frost, N. e.,"Effect of Mean Stress on the Rate of Growth of Fatigue Crack in Sheet Materials", J. of Mechanical Eng. Science, Vol. 4, No. 1, pp. 22–35, 1989.

(8) Wareing, J., "Fatigue Crack Growth in a Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperatures", Metallurgical Transaction A, Vol. 6A, pp. 1367–1377, 1975. (9) 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.

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

(11) Forman, R. G., Kearney, V. E., and Eagle R. M., "Numerical Anaysis of Crack Propagation in a Cyclic-Loaded Structure", ASME Trans. J. Basic Eng. 89d, p.459, 1967.

(12) Weertman. J., "Rate of Growth of Fatigue Crack Calculated from the Theory of Infinitesimal Dislocations Distributed on a Plane", Int. J. of Fracture Mechanics, vol.2, pp.460-467, 1966.

(13) Klesnil, M. and Lukas, P., " Influence of Strength and Stress History on Growth and Stabilization of Fatigue Crack", Engineering Fracture Mechanics, vol.4, pp.77-92, 1972.

(14) Donahue, R. J., Clark, H. M., Atanmo, P., Kumble, R. and Mcevily, A. J., "Crack Opening Displacement and the Rate of Fatigue Crack Growth", Int. J. of Fracture Mechanics, vol.8, pp.209–219, 1972.

(15) Mcevily, A. J., "On Closure in Fatigue Crack Growth", Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, pp.35-43, 1988.

(16) 宋森弘外 3人, "低炭素マルテソサイト 組織の疲れ擧動におよぼす舊オ スナイト結晶粒度の 景響", 日本 學會 論文集, 第39卷, 324號, pp.2291-2298, 1973

(17) J. J. Bush., "Microstructural and Residual Stress Change in Hardened Steel due to Rolling Contact", Trans, ASME, Vol.54,

pp.390-398, 1961.

(18) 徐昌海,金楨圭,"破面解 과 그 應用(Ⅲ)",大韓學會誌, Vol. 24, No.
3,pp. 193-202, 1982.

(19) Schönherr, W. W., "Analysis Based on Cases of Damage Involving Brittle Fracture Collocated by the SC XD of the IIW", Proceedings of the First International Symposium on the Precution of Cracking in Welded Structure Based on Recent Theoretical and Practical Knowledge in Tokyo, The Japan Welding Society, pp. IA1.5-IA1.11, 1971.

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

(21) 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.

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

(23) Dowling, N. E., and Begley, J. A., "Fatigue Crack Growth During Gross Plasticity and J Integral", ASTM Stp 590, pp.82-103, 1976.

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

(25) Choi., 개정 재료시험입문, 원창출판사, Vol. 1, pp. 121-147, 2000.

(26) 中村 宏, 恒成, 利康, 堀川 武, 岡寄 章三, 機械 疲勞壽命設計, 養賢堂, 東京 1983.

(27) 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.

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

(29) G. R. Iwin, "Analysis of Stresses and Strain Near the End of a Crack Traversing a Plate", Trans. ASME, Vol. 24, pp. 1361–1373, 1957.

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