

저주기 피로부하에서 F82H 강 TIG 용접 접합부의 피로손상거동

김 동 현*† · 박 기 원**

*영산대학교 기계설계학과

**영산대학교 그린자동차학과

**Fatigue Damage Behavior in TIG Welded Joint of F82H Steel
under Low Cycle Fatigue Loading**

Dong-Hyun Kim*† and Ki-Won Park**

*Dept. of Mechanical Design Engineering, Youngsan University, Yangsan 50510, Korea

**Dept. of Green Automobile Engineering, Youngsan University, Yangsan 50510, Korea

†Corresponding author : dhkim@ysu.ac.kr

(Received October 23, 2015 ; Revised November 19, 2015 ; Accepted December 10, 2015)

Abstract

Reduced activation ferritic/martensitic steels are recognized as the primary candidate structural materials for fusion blanket systems. Welding is an inevitable for breeding blanket for pressure tightness and radioisotope confinement. Especially, TIG welding was chosen for sealing because it has the largest gap allowance compared to the other welding methods, and its properties are controllable by feed wire and welding conditions. In this study, the low cycle fatigue test using two-type gage such as extensometer and strain gage was applied to the TIG welded joint of F82H steel, for evaluating fatigue damage accumulation behavior of the HAZs. As the result, the over-tempered HAZ have shown a higher fatigue damage accumulation compared with other materials at all the testing conditions.

Key Words : RAFs, TIG welding, Low cycle fatigue, HAZ, F82H steel, Vickers hardness

1. 서 론

현대사회는 세계인구의 급속한 증가와 생활수준의 향상으로 인하여 에너지의 대량소비로 유지되고 있고, 18세기 후반의 산업혁명을 지나면서 현재에 이르기까지 대부분의 에너지소비를 석탄과 석유와 같은 화석연료에 의존해 왔으나 가용 가능한 자원이 유한한 것에 반해, 글로벌 에너지 수요는 2010년에서 2035년 사이 1/3 가량 증가할 것으로 예상¹⁾되고 있어 대체에너지원의 개발이 시급한 시점이다. 이에, 화석연료를 대체할 수 있는 새로운 에너지원의 개발에 대한 관심이 빠르게 증대되면서 핵융합에너지를 실용화하기 위한 연구개발이 진행되고 있다. 특히, 환경영향의 측면에서 핵에너지 개발은 고유의 문제인 방사성물질의 발생과 취급 및 처리

문제로 인하여 이를 해소할 수 있는 재료개발이 중요한 과제로 인식되고 있다. 핵융합로용 재료로서 우수한 내조사특성 및 고온특성을 만족하고, 경제성에 대한 요구에 대응 가능한 것을 전제로 중성자조사에 의한 재료의 유도방사화 수준을 ALARA (As Low As Reasonably Achievable)의 관점에서 개발한 것이 저방사화재료이다. 저방사화재료 중, 저방사화 페라이트/마르텐사이트강 (Reduced activation ferritic / martensitic steel, 이하 RAFs) 은 국제 열핵융합 실험로 (International thermonuclear experimental reactor, 이하 ITER) 및 핵융합실증로의 구조재료로서 사용하기 위해 Fe-Cr-Mo 계 내열강의 주요성분에서 장수명 핵종이 되는 원소 (Mo, Nb 등) 를 단수명 핵종을 생성하는 W, Ta로 치환하여 방사화를 저감시키고, 고온에서 우수한 기계적 성질을 가지도록 개선한 구조재료로 8Cr2WVTa 계

인 F82H 강이 개발되어 현재 ITER 테스트 블랭킷 모듈 (Test blanket module, 이하 TBM) 및 핵융합실 증로의 구조재료로서의 적합성에 대한 연구가 진행되고 있다²⁻⁴⁾.

블랭킷은 3중수소의 생산과 함께 열에너지의 인출 및 중성자의 차폐기능을 수행하는 부분으로 복잡한 형상의 냉각채널을 포함하고 있으며, 기밀성을 가지는 박스형의 구조물로 제작되어야 하기에 용접접합은 필수 불가결한 공정이다. 이에, 일본에서는 수냉 고체증식 (Water cooled solid breeding) 방식의 ITER-TBM 제작에 있어 TIG (Tungsten inert gas) 용접과 EB (Electron beam) 용접의 적용이 고려하고 있다⁵⁾. F82H의 이들 용접접합에 대한 적정의 용접조건을 규정하기 위하여 조사효과를 포함한 기계적/물리적 특성 규명에 집중적인 연구가 진행되고 있고, 그 결과 대부분의 경우 용접 접합부에서 기계적 성질의 저하가 보고되고 있어, 용접 접합에 의한 재료 성질의 손상에 관심이 집중되고 있다. 특히, TBM의 운전에 기인한 기계적 손상의 주요 요인은 피로손상으로 나타나기에 TBM의 구조적 설계를 위해서는 용접 접합부의 피로 특성에 대한 충분한 이해가 필요시 되고 있다⁶⁾.

용접공정에서 수반되는 용접열에 의하여 용접접합부의 금속조직은 모재의 초기 조직에서 복잡하게 변형되게 된다⁷⁻¹⁰⁾. 특히, F82H의 TIG 용접부는 용접금속 (Weld metal, 이하 WM), 조대 결정립 열영향부 (Coarse-grained heat affected zone, 이하 CGHAZ), 미세 결정립 열영향부 (Fine-grained heat affected zone, 이하 FGHAZ), 오버템퍼드 열영향부 (Over tempered heat affected zone, 이하 OTHAZ) 및 모재 (Base metal, 이하 BM) 조직을 형성하는 것으로 보고되었다¹¹⁾. 용접에 의한 이들 조직들은 기계적 특성을 복잡하게 변화시켜 접합부에서의 손상기구 역시 상당히 복잡하게 되어 접합부의 정확한 피로수명예측이 곤란한 것이 사실이다. 모재, 용접금속 및 HAZ에서 시험편을 채취한 특성 평가가 시도되고 있으나, 반복부하가 작용되어야 하는 피로시험편의 경우 일정크기 이상의 체적을 요구하고 있어, HAZ 영역에서도 국부적으로 형성되는 여러 금속조직에 대한 개별적 피로특성 평가를 수행하는 것은 곤란하여 접합부 조직별로 피로거동을 분석하는 것에 어려움을 겪고 있다.

이에, 본 연구에서는 F82H 강의 TIG 용접부의 금속조직별 피로손상에 대한 영향을 규명하기 위하여 제어용 연신율계 (Extensometer)와 함께 용접 조직별로 변형률 게이지(Strain Gage)를 추가로 부착한 변형률제어 저주기피로 (Low Cycle Fatigue, 이하 LCF) 시험을 수행하고, 비커스 경도 (Vickers Hardness, 이하 Hv) 시험을 통한 경도분포도와 광학현미경 관찰을 수행하여 용접접합체의 금속 조직별 피로손상에 따른 변형거동을 평가하고자 한다.

2. 사용 재료 및 시험편

2.1 사용 재료

본 연구에 사용된 공시체는 일본원자력연구기구 (Japan Atomic Energy Agency)에서 개발된 F82H-IEA heat⁴⁾ RAFM (이하, F82H) 강을 모재로 한 TIG 용접된 평판의 용접부에서 시험편을 채취하였으며, 모재인 F82H와 TIG Wire의 화학적 구성은 Table 1과 같다. TIG 용접은 15 mm의 F82H 평판에 Fig. 1의 (a)와 같은 U형 그루브 (Groove)를 절삭 가공하여, (b)의 형상으로 5층의 TIG 용접층을 형성하였다. 각각의 용접층은 동일방향의 1회 path로 형성되었고 용접 path 간의 온도는 250 °C로 path 간 온도관리로 TIG 용접이 수행되었으며, 세부적인 TIG 용접조건은 Table 2에 나타내었다. Fig. 2는 TIG 용접 접합부의 광학현미경 관찰사진을 나타낸 것으로 용접 path에 의한 5층의 용접금속 층을 중심으로 열영향부와 모재로 구분이 되며, 열영향부는 서론에서 기술한 바와 같이 용접금속에서 모재 측으로 조대결정립 조직과 미

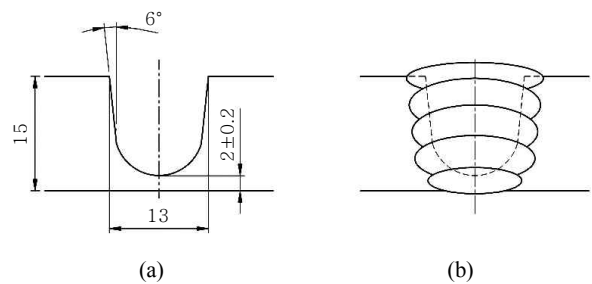


Fig. 1 Shapes of U-shaped groove (a) and welding path (b)

Table 1 Chemical composition of base metal (F82H) and TIG wire (wt.%)

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Al	N
F82H	0.09	0.07	0.1	0.01	0.02	7.84	0.003	1.98	0.19	0.002	0.04	0.01	0.003
TIG wire	0.07	0.11	0.52	0.01	0.01	7.46	<0.005	2.00	0.20	<0.005	0.02	0.003	0.0069

Table 2 Welding conditions for TIG welding of F82H steel

Base metal thickness	15 mm
Groove type	U-type (width 13 mm)
Polarity	DC - SP
Current	207 - 300 A (Pulse)
Voltage	9 - 10 V
Welding speed	80 mm/min
TIG wire diameter	∅ 1.2 mm
Remaining heat	200 -250 °C
PWHT	720 °C× 60 min



Fig. 2 Macrograph of TIG weld joint

세결정립 조직을 형성한 후 모재와의 경계에서는 오버 템퍼드 열영향부를 형성하는 다수의 금속조직으로 구성되어 있음을 확인할 수 있다.

2.2 시험편

본 연구에 사용된 시험편은 평행부 직경 4 mm, 평행부 길이 12 mm 의 Button-head 형식의 환봉시험편을 사용하였으며, 시험편의 상세치수는 Fig. 3 에 나타내었다. 경도측정 결과 및 조직관찰을 통하여 모재, 용접금속, HAZ 영역을 구분하였으며, 표점거리 내에 WM 또는 HAZ 가 위치할 수 있도록 용접평판의 중앙에서 Fig. 4 와 같이 용접선의 직교방향으로 시험편을

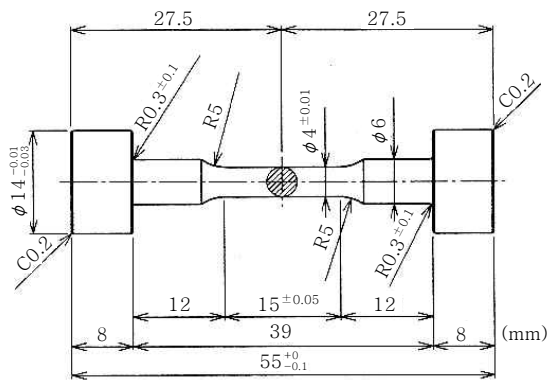


Fig. 3 Shape and geometry of specimen

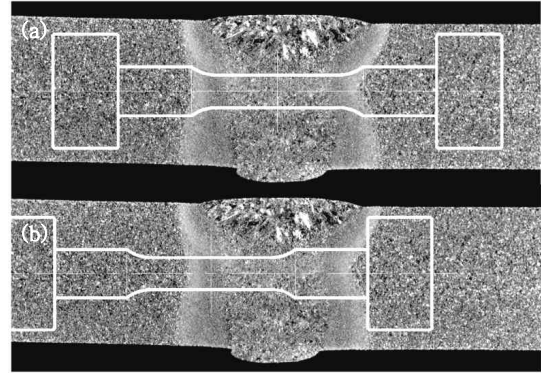


Fig. 4 Schematic position of specimen at the weld joint

채취하였다. 각 시험편에 대한 시험결과는 Fig. 4 의 (a) 와 같이 용접금속을 중심으로 채취한 시험편은 TIG-WM, 열영향부를 중심으로 채취한 (b) 시험편은 TIG-Joint, 모재는 BM 으로 구분하여 표시하였다.

3. 실험 방법

3.1 저주기 피로시험

저주기 피로시험은 최대부하용량 30 kN 의 서보모터 제어 시험기를 이용하여 변형률제어로 수행되었으며, 제어 변형률은 분해능 0.1 μm, 표점간거리 12 mm 의 접촉식 연신율계를 사용하였다. 또한, 모재 및 용접접합부의 각 조직별 피로부하에 대한 변형손상 수준을 검토하기 위하여 Fig. 5 와 같이 변형률제어를 위한 연신율계와는 별도로 표점거리 2 mm 의 다중채널 변형률 게이지를 추가로 부착하여 피로부하에 대한 각 조직별 변형거동을 관찰하였다. 피로시험조건은 모재와 용접재 모두 시험편의 축방향으로 연신율계의 측정치를 기준으로 변형률속도 1×10^{-3} /s, 삼각파형의 완전양진 변형률 제어 조건에서 ASTM E 606⁽²⁾ 규격에 따라 저주기 피로 시험을 실온에서 수행하였다. 이 규격에서

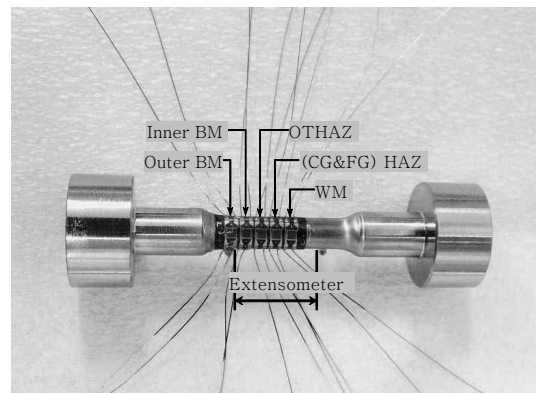


Fig. 5 Picture of bonded strain gage on specimen.

는 파단시점을 결정하는 기준으로 완전파단, 탄성계수법, 표면균열의 성장크기 및 응력감소를 제안하고 있다. 그러나 Rie¹³⁾ 등은 저주기 피로에서 피로수명을 파단될 때까지의 반복수 대신 시편에 균열이 형성되어 재료가 현저히 취약해질 때까지의 반복수를 임계수명으로 적용하는 것이 합리적이라고 제안하였고, Chopra¹⁴⁾ 등은 환경적 요인에 의한 균열성장의 가속화를 지적하고 있어 본 연구에서는 균열이 안정적으로 성장하는 2단계 균열전파 구간에서 각 반복수의 최대인장 응력값이 감소하는 변화율 추세를 기준으로 인장 응력값이 추세선의 25 % 범위 이하로 감소하면 균열전파에 의하여 재료가 현저히 취약해진 것으로 규정하여 해당 시점의 반복수를 피로수명으로 하였다.

3.2 인장강도, 경도시험 및 조직관찰

용접접합체의 인장시험은 Fig. 5 와 같이 연신율계와 변형률 게이지를 함께 설치한 상태에서 연신율계를 기준으로 ASTM E 8 규격에 따라 수행하였다. 용접접합부의 각 조직별 경도분포도에 대한 맵핑(mapping)은 비커스 경도시험으로 수행하였으며, 피로균열의 전파 경로와 용접접합부 조직 간의 상관을 파악하기 위하여 시험후 시험편을 축 방향으로 절단하여 피로균열 부근에 대한 광학현미경(Optical microscope, 이하 OM) 관찰을 행하였다.

4. 실험 결과 및 고찰

4.1 인장강도 및 경도시험 결과

용접접합체에 대한 인장시험 결과를 Fig. 6 에 나타내었다. TIG-Joint 시험편의 인장강도는 529 MPa 이었으며, OTHAZ의 인장강도가 가장 낮게 나타났다. 인장강도 이후, HAZ 와 모재는 넥킹에 의하여 지속적

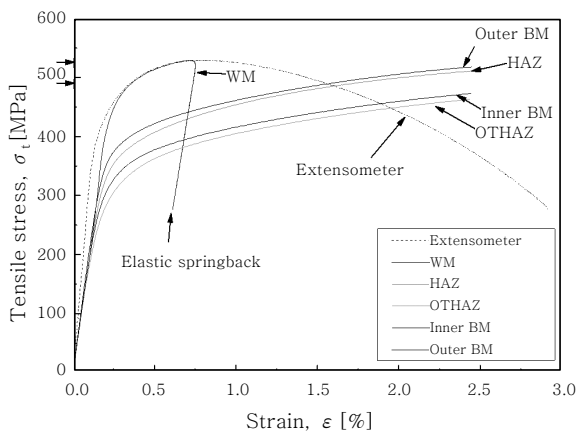


Fig. 6 Stress-strain relationship of TIG-Joint specimen

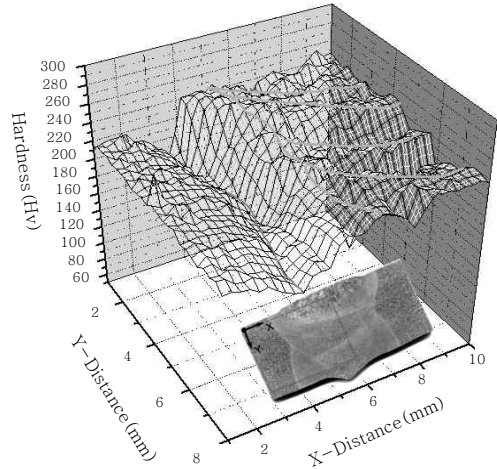


Fig. 7 Vickers hardness distribution of the welded joint

으로 연신되는 반면, 용접금속의 변형률은 스프링 백(Spring back) 과 같은 현상을 보였다.

F82H 의 TIG 용접접합부의 비커스 경도 시험결과를 Fig. 7 에 나타내었다. 모재는 평균 Hv 220 정도의 균일한 경도분포를 나타낸 반면 HAZ 는 Hv 170~200 으로 경도 저하를 나타내었고, WM 은 Hv 210~250 으로 모재 보다 경도가 증가되었다. 특히, 모재와 HAZ 가 접하는 경계인 OTHAZ 는 가장 낮은 경도를 나타내 경도분포도 측면에서 모재와 용접부를 구분 짓는 계곡과 같은 경도연화 경계선을 형성하고 있음을 알 수 있었다.

4.2 저주기 피로시험 결과

F82H 모재와 TIG 용접부에서 채취한 시험편들의 LCF 시험결과를 Fig. 8 에 나타내었다. Fig. 4 의 (b)와 같이 시험편의 중심에 HAZ 가 위치하는 용접접합부 시험편(TIG-Joint)은 모재와 유사한 피로수명을

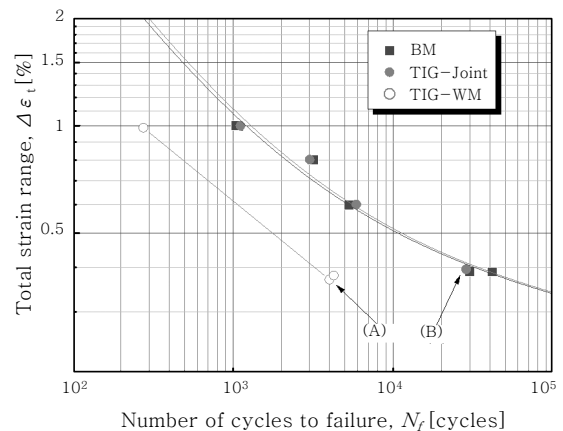


Fig. 8 Relations between $\Delta \epsilon_t$ and N_f for the F82H and TIG welding specimens

나타내었으나, 연신율계의 표점거리 범위에 용접금속이 대부분을 이루는 Fig. 4 의 (a) 와 같은 TIG-WM 시험편의 경우 상대적으로 극심한 피로수명의 저하를 보였다.

Fig. 9 는 전변형률 ($\Delta\epsilon_t$) 1.0 % 의 변형률 제어 LCF 시험에서의 응력진폭 ($\Delta\sigma_t$) 의 변화를 나타낸 것으로 모든 시험편에서 반복연화거동이 관찰되었다. TIG-WM 시험편의 경우, TIG-Joint 시험편에 비해 상대적으로 반복연화가 급격하게 진행되었으며 초기응력과 균열전파 과정에서의 응력진폭은 모재에 비해 약 20 % 가량 증대된 반면, TIG-Joint 시험편은 균열진전에

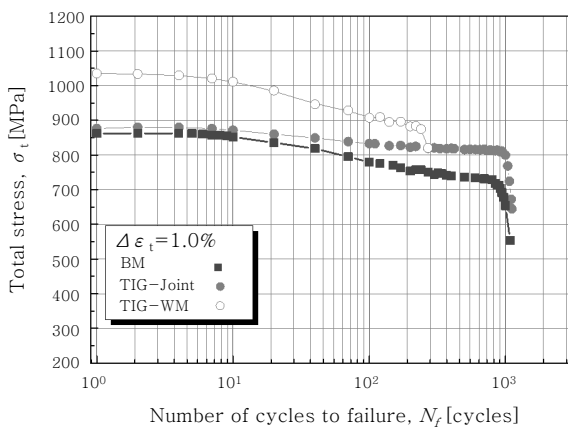


Fig. 9 Relations between σ_t and N_f for the F82H and TIG welding specimens

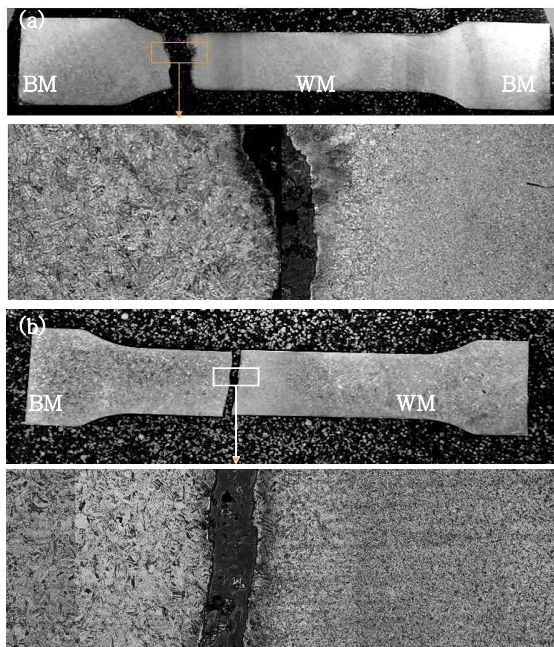


Fig. 10 The optical micrographs in crack propagation of (a) WM and (b) TIG joint

의한 반복연화거동이 모재에 비하여 낮은 수준으로 진행되었음을 알 수 있었다.

Fig. 10 는 LCF 시험 후, TIG-WM 과 TIG-Joint 시험편의 균열진전부에 대한 용접부 단면을 OM 관찰한 결과를 나타내고 있다. 본 연구에 사용된 모든 용접 시험편들은 모재와 HAZ 가 경계를 이루는 OTHAZ 에서 균열이 발생하였으며, Fig. 7 의 비커스경도 분포도에서 낮은 경도치 계곡을 나타낸 OTHAZ 영역을 따라 균열이 전파되었다. 변형률제어로 수행된 LCF 시험에서 TIG-WM 시험편의 경우, 연신율계의 접촉위치가 OTHAZ 위 또는 표점거리 범위 밖에 위치하였음이 확인되어 재료물성으로의 의미는 없지만, 용접부재의 형상과 OTHAZ의 위치에 따라 의도하지 않은 피로파괴가 발생할 수 있음을 보이고 있어 용접설계시 OTHAZ의 위치결정에 주의가 요구된다.

4.3 용접 조직별 피로손상 분석

TIG-Joint 시험편을 접촉식 연신율계의 전변형률 ($\Delta\epsilon_t$) 을 0.4 % 로 제어하여 변형률 게이지로부터 측정된 각각의 금속 조직별 전변형률을 Fig. 11 에 나타내었다. 표점거리가 12 mm 인 접촉식 연신율계의 전변형률과 조대결정립 (CGHAZ) 과 미세결정립 (FGHAZ) 으로 형성되어 있는 열영향부 (Fig. 11 의 HAZ) 의 전변형률은 0.4 % 로 일정하게 제어되었으나, WM 과 연신율계의 측정범위 외부에 위치하는 모재 (Fig. 11 의 Outer BM)의 전변형률은 제어변형률 보다 약 13 % 낮은 전변형률을 나타내었고, 반복수가 증가될수록 WM 의 전변형률은 감소되는 경향을 보였다. 반면, OTHAZ 와 연신율계의 표점거리 내에 포함된 모재 (Fig. 11 의 Inner BM)의 경우, 변형률 제어량 보다 증대된 전변형률로 LCF 시험이 진행되었다. 특히 OTHAZ 의 경우 제어

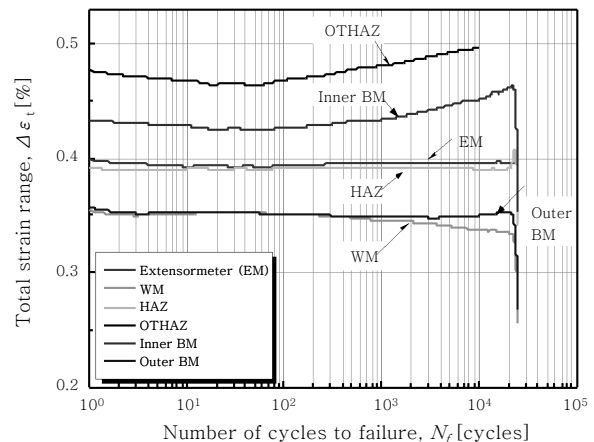


Fig. 11 Relations between $\Delta\epsilon_t$ and N_f for each region of weld joint

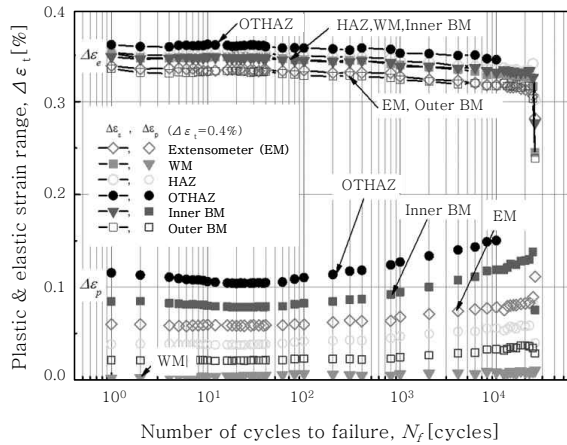


Fig. 12 Relations between the strain range ($\Delta\epsilon_e$, $\Delta\epsilon_p$) and the number of cycles to failure (N_f) for each region of weld joint

변형률보다 약 20% 증대된 전변형률을 나타내었으며 균열진전 단계에서는 더욱 증대되는 현상을 보였다.

전변형률 ($\Delta\epsilon_t$) 은 탄성변형률 ($\Delta\epsilon_e$) 과 소성변형률 ($\Delta\epsilon_p$) 성분으로 이루어지며, 완전양진 반복부하에 의한 소성변형은 Bauschinger 효과로 나타나 응력-변형률 선도는 히스테리시스 루프 (Hysteresis loop) 형태를 보이게 된다. $\Delta\epsilon_t = 0.4\%$ 로 제어된 LCF 시험의 히스테리시스 루프로부터 금속조직별로 각각의 반복수에 대응하는 탄성변형률 ($\Delta\epsilon_e$) 과 소성변형률 ($\Delta\epsilon_p$) 진폭을 산출한 결과를 Fig. 12 에 나타내었다. 탄성변형이 지배적인 전변형률 0.4 % 의 변형률 제어 LCF 시험에서 WM 은 작용한 반복부하에 대해서 소성변형이 거의 없는 탄성영역 내에서만 변형거동이 진행되었으며, OTHAZ 와 연신율계의 표점거리 내에 존재하는 모재 (Inner BM) 는 다른 금속조직에 비해 소성변형률이 높은 변형거동을 나타내었고 반복수가 증가될수록 소성변형량은 더욱 증가되는 추세를 보였다.

변형률제어 LCF 시험의 용접 조직별 전변형률과 탄성변형률 및 소성변형률을 비교한 결과로부터 OTHAZ 에서 피로손상에 따른 변형거동이 뚜렷하게 나타나는 것과 소성변형이 다른 금속조직에 비해 크게 누적된다는 것을 확인할 수 있었다. 즉, Fig. 8 의 (A) 와 같이 극심한 수명저하를 나타낸 TIG-WM 시험편의 경우, 평행부의 대부분이 용접금속이면서 평행부에 존재하는 모재의 체적량이 다른 시험편에 비해 상대적으로 적어 소성변형의 대부분이 OTHAZ 에 집중되고, 반복적인 소성변형에 의한 피로균열 발생 및 진전이 OTHAZ 에서 가속화 되어 극심한 수명저하를 나타낸 것으로 판단된다. 이는, TIG 용접접합에 의한 F82H 의 구조물 제작

시 접합부재의 형상에 따라 OTHAZ 의 피로수명이 제어될 수 있음을 시사하며, 구조물 설계시 접합부의 형상 및 위치에 따라 통상의 용접접합재의 피로수명 평가 방법으로 취득한 피로수명 데이터 보다 낮은 수명에서 파괴가 발생할 수 있음을 고려할 필요가 있다.

5. 결 론

통상 용접접합부는 다수의 이종조직을 형성하고, 이들 조직이 형성되는 영역이 협소하여 조직별 특성평가가 곤란한 이유로 다수의 이종조직을 포함하는 시험편으로 획득한 특성치를 모재 및 용접금속만으로 이루어진 시험편의 특성치와의 비교를 통하여 해당 접합법의 유효성을 검토하는 것이 평가기법의 한계였다. 본 연구에서는 변형률제어 LCF 평가에 있어 변형률을 제어하는 연신율계와 함께 다중채널 변형률 게이지를 추가로 설치하여 저주기 피로부하에서 F82H강 TIG 용접접합부의 피로손상에 관하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) 다중채널 변형률 게이지를 이용하여 변형률제어 저주기 피로부하에서 동시간대에 일어나는 TIG용접부의 이종조직별 변형거동을 분석하는 것이 가능하였다.
- 2) 전변형률을 0.4 % 로 제어한 LCF 시험에서 오버템퍼드 열영향부의 전변형률은 제어변형률보다 약 1.2 배 이상 증대되었다.
- 3) F82H 강 TIG 용접접합부의 저주기 피로손상은 모재와 HAZ의 경계인 오버템퍼드 열영향부에 소성변형에 의한 피로손상이 집중되어 피로균열 발생 및 진전에 의한 파괴파괴가 일어났다.
- 4) TIG 용접접합에 의한 F82H 구조물 설계시, 오버템퍼드 열영향부에서의 지배적인 피로손상 거동을 고려한 접합부의 형상 및 위치결정이 필요한 것으로 판단된다.

후 기

본 논문은 영산대학교 연구진흥 지원사업으로 이루어진 것입니다.

References

1. International energy agency (IEA) , *World energy outlook 2011*, <http://www.iaea.org>
2. A. Kohyama , Present status of low activation materials R&D for fusion, *Journal of Plasma and Fusion Research*, 79-9 (1999), 1018-1028
3. A. Kohyama, A. Hishinuma, D.S. Gelles, R.L. Klueh,

- W. Dietz and K. Ehrlich, Low-activation ferritic and martensitic steels for fusion application, *Journal of Nuclear Materials*, 233-237 (1996), 138-147
4. A. Hishinuma, A. Kohyama, R.L. Klueh, D.S. Gelles, W. Dietz and K. Ehrlich, Current status and future R&D for reduced-activation ferritic/martensitic steels, *Journal of nuclear materials*, 258-263 (1998), 193-204
 5. H. Tanigawa, T. Hirose, K. Shiba, R. Kasada, E. Wakai, H. Serizawa, Y. Kawahito, S. Jitsukawa, A. Kimura, Y. Kohno, A. Kohyama, S. Katayama, H. Mori, K. Nishimoto, R.L. Klueh, M.A. Sokolov, R.E. Stoller and S.J. Zinkle, Technical issues of reduced activation ferritic/martensitic steels for fabrication of ITER test blanket modules, *Fusion Engineering and Design*, 83 (2008), 1471-1476
 6. H. Tanigawa, K. Shiba, A. Möslang, R.E. Stoller, R. Lindau, M.A. Sokolov, G.R. Odette, R.J. Kurtz and S. Jitsukawa, Status and key issues of reduced activation ferritic/martensitic steels as the structural for a DEMO blanket, *Journal of Nuclear Materials*, 417 (2011), 9-15
 7. Han-Ki Yoon, Sang-Pil Lee, Dong-Hyun Kim and Akira Kohyama, Strength characteristics of reduced activation ferritic steel for fusion blanket by TIG welding, *Journal of KWJS*, 21-1 (2003), 87-92 (in Korean)
 8. Sung-Yong Ahn and Namhyun Kang, The effects of δ -ferrite on weldment of 9-12% Cr steels, *Journal of KWJS*, 31-6 (2013), 8-16 (in Korean)
 9. Joonoh Moon, Chang-Hoon Lee and Tae-Ho Lee, Microstructure and impact properties in the weld heat affected zone of a reduced activation ferritic/martensitic steel, *Abstract of KWJS*, 60 (2014), 16 (in Korean)
 10. T. Sawai, K. Shiba and A. Hishinuma, Microstructure of welded and thermal-aged low activation steel F82H IEA heat, *Journal of nuclear materials*, 283-287 (2000), 657-661
 11. T. Hirose, H. Sakasegawa, M. Nakajima and H. Tanigawa, Mechanical properties of TIG and EB weld joints of F82H, *Fusion Engineering and Design*, (2015), In press
 12. American Society for Testing and Materials, Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing, *ASTM E606-92* (1992), 11-12
 13. K.T. Rie and H.P. Stüwe, A note on the influence of dwell time on low-cycle fatigue, *International Journal of Fracture*, 10-4 (1974), 545- 548
 14. O.K. Chopra and G.L. Stevens, Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials, *Argon National Laboratory*, NUREG/CR-6909 (2014), 1-176