



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공 학 석 사 학 위 논 문

900℃에서의 Alloy 617의 크리프-피로
거동에 관한 실험적 연구



2018 년 2 월

부 경 대 학 교 대 학 원

기 계 설 계 공 학 과

박 정 훈

공 학 석 사 학 위 논 문

900℃에서의 Alloy 617의 크리프-피로
거동에 관한 실험적 연구

지도 교수 김 선 진

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함.

2018 년 2 월

부 경 대 학 교 대 학 원

기 계 설 계 공 학 과

박 정 훈 공 학 석 사 학 위 논 문

박정훈의 공학석사 학위논문을 인준함.

2018 년 2 월



주 심 공학박사 김 영 식

위 원 공학박사 김 우 곤

위 원 공학박사 김 선 진

목 차

Abstract	vi
제 1 장 서 론	1
1.1 연구의 배경 및 필요성	1
1.2 연구목적	3
제 2 장 이론적 배경	4
2.1 저사이클 피로(LCF)	4
2.2 변형률-수명 접근방법	6
2.2.1 단순 응력-변형률 거동	6
2.2.2 반복 응력-변형률 거동	8
2.2.3 반복 변형률 경화와 연화	11
2.3 크리프 변형(Creep deformation)	13
2.4 크리프-피로	16
2.4.1 크리프-피로 개요	16
2.4.2 크리프-피로 파단양상	18
제 3 장 실험 장비 및 절차	20
3.1 재료 및 시험편	20
3.1.1 Alloy 617	20
3.1.2 GTAW 용접조건	21
3.1.3 시험편 채취 및 제작	23
3.2 실험 장비 및 방법	24

3.2.1 실험 장비	24
3.2.2 실험조건 및 방법	26
 제 4 장 실험 결과 및 고찰	29
4.1 크리프-피로 수명 거동	29
4.2 Alloy 617의 크리프-피로 거동 및 특성	35
4.2.1 전변형률 범위에 따른 영향	35
4.2.2 유지 시간에 따른 영향	47
4.2.3 응력 이완(Stress relaxation) 거동	53
4.3 크리프-피로의 파면 해석	58
 제 5 장 결 론	75
 참고문헌	77

표 및 그림 목차

Table 1 Chemical composition of Alloy 617 (wt.%)	20
Table 2 Chemical composition of filler metal (wt.%)	22
Table 3 Creep-fatigue test conditions	26
Table 4 Result of tensile test of Alloy 617 at 900℃	31
Table 5 Result of Creep-fatigue test of Alloy 617	32
Fig. 1-1 Main components of the VHTR system for nuclear hydrogen production	2
Fig. 2-1 A typical plot of fatigue region	5
Fig. 2-2 Concept of the local strain-life approach	5
Fig. 2-3 Elastic and plastic strain	7
Fig. 2-4 Hysteresis loop	9
Fig. 2-5 Bauschinger effect	9
Fig. 2-6 Monotonic and cyclic stress-strain curves for several materials	10
Fig. 2-7 Cyclic hardening	12
Fig. 2-8 Cyclic softening	12
Fig. 2-9 Schematic of typical creep curve under constant load ..	15
Fig. 2-10 Schematic of a typical strain cycle for a component operating in VHTR	17
Fig. 2-11 Examples of stress-strain hysteresis diagrams with hold time (Strain Control)	17
Fig. 2-12 Creep-fatigue cracking mechanisms	19

Fig. 3-1 Welding sequence of GTAW for Alloy 617	22
Fig. 3-2 Illustration of specimen cutting from the GTAWed part	23
Fig. 3-3 Shape and dimensions of cylindrical specimen	23
Fig. 3-4 Creep-fatigue test machine (Model MTS 370)	25
Fig. 3-5 High temperature axial extensometer (Model 632.53F-14)	25
Fig. 3-6 Creep-fatigue test conditions about total strain control	27
Fig. 3-7 Creep-fatigue test conditions about hold time	27
Fig. 3-8 Peak tensile/compressive stresses and stress ratio for creep-fatigue test performed in 900°C	28
Fig. 4-1 Tensile test result of Alloy 617 at 900°C	31
Fig. 4-2 Comparison of fatigue life for Alloy 617 depending on total strain ranges	33
Fig. 4-3 Comparison of fatigue life for Alloy 617 depending on hold time	33
Fig. 4-4 Cycle to failure as a function of hold time for creep-fatigue testing at 950°C	34
Fig. 4-5 Variation of creep-fatigue life with tensile hold time at 1000°C	34
Fig. 4-6 Peak tensile and compressive stresses of all total strain range conditions for base metal	37
Fig. 4-7 Peak tensile and compressive stresses of all total strain range conditions for weldment	37
Fig. 4-8 Comparison of initial stress drop state during first cycle	

for 0.6% and 1.5% total strain range	38
Fig. 4-9 Hysteresis loop curves of Alloy 617 BM for selected cycles, total strain range of 1.5%	38
Fig. 4-10 Peak tensile and compressive stresses as a function of cycle for each total strain range conditions	39
Fig. 4-11 Hysteresis loop curves of Alloy 617 BM and WM for selected cycles, total strain range of 0.6%	43
Fig. 4-12 Hysteresis loop curves of all total strain range conditions at half-life cycle	44
Fig. 4-13 Hysteresis loop curves for each total strain range conditions at half-life cycle	45
Fig. 4-14 Peak tensile and compressive stresses of all hold time conditions for base metal	48
Fig. 4-15 Peak tensile and compressive stresses of all hold time conditions for weldment	48
Fig. 4-16 Peak tensile and compressive stresses as a function of cycle for each hold time conditions	49
Fig. 4-17 Comparison of low cycle fatigue and creep-fatigue hysteresis loop curves	52
Fig. 4-18 Comparison of stress relaxation behavior on hysteresis loop curves	55
Fig. 4-19 Stress relaxation behavior of all hold time conditions at half-life cycle	56
Fig. 4-20 Stress relaxation behavior of all total strain range conditions at half-life cycle	57

Fig. 4-21 Creep-fatigue fracture surface of Alloy 617 at 900℃	58
Fig. 4-22 Typical SEM images of cree-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 BM	61
Fig. 4-23 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM (Total strain range 0.6% - Hold time 60s)	63
Fig. 4-24 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM (Total strain range 0.6% - Hold time 300s)	64
Fig. 4-25 Typical SEM images of cree-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 WM	65
Fig. 4-26 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM (Total strain range 0.6% - Hold time 60s)	67
Fig. 4-27 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM (Total strain range 0.6% - Hold time 300s)	68
Fig. 4-28 Typical OM images of cree-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 BM	71
Fig. 4-29 Typical OM images of cree-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 WM	73

Experimental Investigation of Creep-Fatigue Behaviors of Alloy 617 at 900°C

Jeong - Hun Park

*Department of Mechanical Design Engineering
The Graduate School
Pukyong National University*

Abstract

The very high temperature reactor (VHTR) is one of the promising fourth generation (Gen-IV) reactor for the economic production of electricity and hydrogen. The conceptual design requires an outlet temperature of greater than 850°C to provide for the efficient generation of hydrogen, with a maximum expected outlet temperature of 950°C. The important component in VHTR system is the Intermediate Heat Exchanger (IHX), which will be required to operate at the reactor outlet temperature of up to 950°C. And the components have a projected plant design service life of 40-60 year operation and 4-7 MPa in high pressures, the most important consideration is the creep-fatigue and fatigue behaviour for the materials. Material selection for the IHX is important, regardless of the design.

Based on these material requirements, the nickel-based superalloy, Alloy 617 is the leading candidate material for the VHTR for the next nuclear reactor design consideration due to its superior material properties, oxidation resistance, and phase stability at high temperature compared with other potential superalloys. Therefore, it is important to understand the high temperature creep-fatigue and LCF information of the Alloy 617. However, there are few studies on LCF characteristics of this material in Korea. Especially, there is no

research on creep-fatigue characteristics. the purpose of this work is to investigate the influences of temperature and hold time on the creep-fatigue behaviour of Alloy 617.

In this study, the creep-fatigue properties of Alloy 617 were investigated at high temperature, 900°C, in air. Fully reversed ($R=-1$) strain controlled cyclic testing with a total strain range of 0.6%, 0.9% and 1.5% has been carried out with a triangular wave form to characterize fatigue properties with a tensile hold time to examine creep-fatigue behavior. A constant strain rate of $1.0 \times 10^{-3}/s$ was used.

Weldment specimens were made from 25 mm thick GTAW butt-welded plates such that the loading direction was oriented transverse to the welding direction.

The hysteresis loops of creep-fatigue tests showed significant stress relaxation during tension hold time. With the increase of tension hold time, the creep-fatigue life was remarkably decreased which caused from the formation of crack by the creep fracture mechanism.

Lastly, This work will be contributed for the basic data aquisition of the high temperature creep-fatigue properties for Alloy 617, and for the evaluation techniques of high temperature fatigue life prediction for Alloy 617.

제 1 장 서 론

1.1 연구배경 및 필요성

기존 원자력발전소보다 안전성을 획기적으로 증가시키고 경제성 또한 향상시킬 수 있는 새로운 개념의 원자로가 국제 공동으로 선정되어 설계, 개발되고 있다. 이 새로운 개념의 설계는 기존의 3세대에서 보다 진보된 모델로 분류하여 제4세대(Generation IV, Gen-IV)로 명명되었으며, 2030~2040년경에 상업로 건설을 목표로 하고 있다.⁽¹⁾

고온가스로(High Temperature Gas Reactor : HTGR)의 개발은 1950년대부터 시작되었으며 1960년대와 1970년대를 걸쳐면서 계통의 설계, 연료의 개념들의 획기적인 진전이 이루어 졌다. 최근에는 미국, 독일 등에 의해 개발이 수행되어온 고온가스로의 결과를 사용하여 더 높은 효율 및 경제성 향상 등의 진보된 가스로를 얻기 위한 개념으로 초고온가스로(Very High Temperature Reactor : VHTR)에 대한 연구가 진행되고 있다.

현재 초고온가스로는 Gen-IV 원자력 시스템의 6개의 후보 노형 중 하나로 꼽히며 전기 및 수소의 경제적 생산에 대한 가장 유망한 노형으로 주목받고 있다. 그 주요한 부재는 Fig. 1.1에서 보여주듯이 원자로 노심, 원자로 압력용기, 파이프 그리고 중간열교환기 등을 들 수 있다.⁽²⁻⁵⁾

초고온가스로에 사용되는 재료의 경우 고온에서 그 특성이 잘 나타내고 오랜 운전기간동안 그 특성을 유지해야 한다. 또한 설계 과정을 통해 정상 운전, 비정상 운전 조건에서 부품들에 주는 영향을 평가해야 한다. 원자로의 핵심 부품인 중간열교환기의 경우 운전 온도는 약 850℃에서 95

0℃ 정도의 온도를 예상하며, 실제 중성자 조사량은 극히 미약할 것으로 예상되므로 Ni계 합금을 사용하여도 문제가 없을 것으로 예상된다. 따라서 여기에 사용될 후보 재료는 Alloy 617, Haynes 230, Hastelloy-X 그리고 Alloy 800H와 같은 Ni 기반의 초내열 합금이 사용된다. 이 재료들 중 Alloy 617은 다른 후보 재료들에 비해 고온 강도, 다양한 부식 환경 그리고 내산화성에 대해 좋은 특성을 제공하며 크리프 특성이 우수하여 중간 열교환기의 유력한 후보 재료 중의 하나이다.⁽⁶⁻⁷⁾

이러한 관점에서 선진국에서는 Alloy 617에 대한 용접성 검토와 더불어 크리프-피로 및 저사이클 피로에 대한 데이터의 축적과 연구가 활발히 진행되고 있다.⁽⁶⁻¹⁴⁾ 그러나 국내의 경우 초고온가스로의 구조재료에 대한 고온 크리프, 크리프 파단 그리고 저사이클 피로 등에 대한 고온 기계적 성질 데이터는 다소 축적되어 있으나, 특히 초고온 피로 성질에 대한 크리프-피로 특성에 대한 데이터의 축적은 매우 부족하다.⁽¹⁵⁻¹⁸⁾ 특히 Alloy 617 용접부의 초고온 크리프-피로 특성에 대한 DB는 전혀 없는 실정이며, 이에 대한 실험적 DB의 구축, 해석 및 평가가 요구된다.

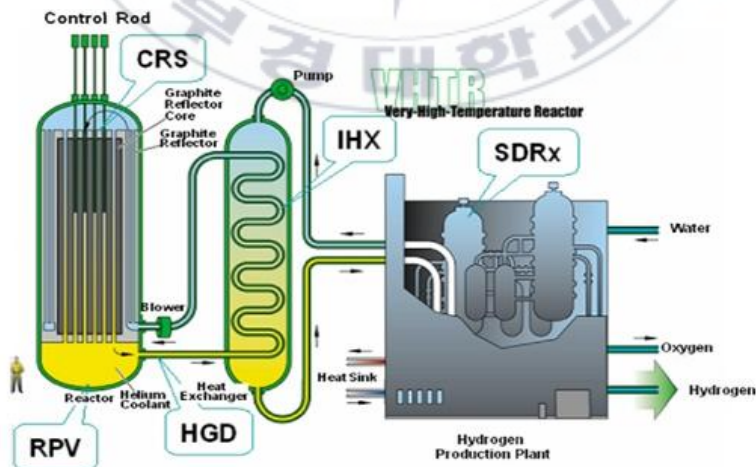


Fig. 1-1 Main components of the VHTR system for nuclear hydrogen production

1.2 연구 목적

수소생산 초고온가스로는 출구온도가 약 900℃에 이르는 고온과 4-7 MPa의 고압 하에서 사용되므로, 그 냉각재로는 기체 중에서 화학반응이 전혀 없고 고온에서도 상변화가 없는 헬륨(He)이 사용된다. 헬륨은 노심 사고에 대한 안정성이 우수하며, TRISO 핵연료입자의 방사능 포획능력 또한 우수하여 그 경제성이 뛰어난 것으로 알려져 있다. 그리고 무엇보다도 헬륨의 높은 냉각재 온도로 인하여 열 이용 효율이 높다.

고온가스로는 고온에서 장시간 사용되므로 안정적으로 사용하기 위한 재료의 선정과 선정된 재료의 고온 물성 시험 데이터를 구축하는 것이 매우 중요하다. 이러한 관점에서 고온가스로의 재료 설계를 위해서는 900℃ 이상에서의 재료의 물리적 성질 뿐만 아니라, 크리프, 크리프 파단 성질, 피로 성질 등과 같은 기계적 성질의 시험 데이터가 필요하다. 그중에서도 실제 초고온가스로의 중간 열교환기 등의 노내 부품에서는 크리프-피로 현상이 지배적으로 나타날 것이라 예상되어 구조재료의 고온 크리프-피로 특성 데이터를 구축하는 것이 고온 구조 설계 단계에서 매우 중요하다고 판단된다. 또한 실용적 관점에서 구조재료의 용접부에서의 취약한 고온 크리프-피로 특성 데이터를 구축하는 것 역시 필요하다.

이를 토대로, 본 연구에서는 고온가스로의 노내 부품의 주요 후보재료인 Alloy 617의 모재 및 용접부에 대한 고온 크리프-피로 실험을 수행하여 고온 크리프-피로특성 데이터를 생산하고 확보하여 향후 초고온가스로 건설시 시용될 수 있는 재료 설계 데이터를 마련하고 피로수명을 정량적으로 평가할 수 있는 기반 기술을 구축하고자 한다. 이는 향후 초고온가스로 설계 시에 중요한 기반 기술 자료로 활용될 것으로 기대된다.

제 2 장 이론적 배경

2.1 저사이클 피로(LCF)

피로는 반복하중 혹은 변동하중이 작용하면 재료 내부에 생기는 응력이 탄성한도를 넘지 않아도 피로에 의하여 재료는 차츰 약해지고 마침내는 파괴되는 현상을 말한다. 피로에는 파단 사이클을 기준으로 Fig. 2-1과 같이 저사이클 피로(LCF), 고사이클피로(High Cycle Fatigue, HCF)로 보통 $10^4 \sim 10^5$ cycle을 기준으로 구분하고, 매우 낮은 사이클피로(Extremely Low Cycle Fatigue, ELCF), 매우 높은 사이클피로(Ultra High Cycle Fatigue, UHCF)으로도 구분한다. 저사이클 피로는 비교적 큰 하중을 받는 부재나 노치를 가지는 곳에 적용하여 변형률-수명(Strain-Life, $\epsilon-N$) 방법이 적당하고, 고사이클피로는 재료가 가지는 탄성한도 내에서의 경우이므로 응력-수명(Stress-Life, $\sigma-N$)의 방법을 이용한다.

본 연구에서는 저사이클 피로 영역으로, 높은 하중범위에서 반복 응력-변형률 반응과 재료의 거동은 변형률제어 조건하에서 가장 잘 모델화시킬 수 있다. 또한, Fig. 2-2과 같이 국부적인 변형률-수명 방법은 노치가 있는 부재의 피로수명을 평가하는데 적당한 방법으로 인정받고 있다.

ASTM(American Society for Testing and Materials)과 SAE(Society of Automotive Engineers)는 변형률제어 시험을 수행하고 이 데이터를 사용하여 피로수명을 예측하기 위한 절차와 방법을 추천하고 있다.⁽¹⁹⁻²³⁾

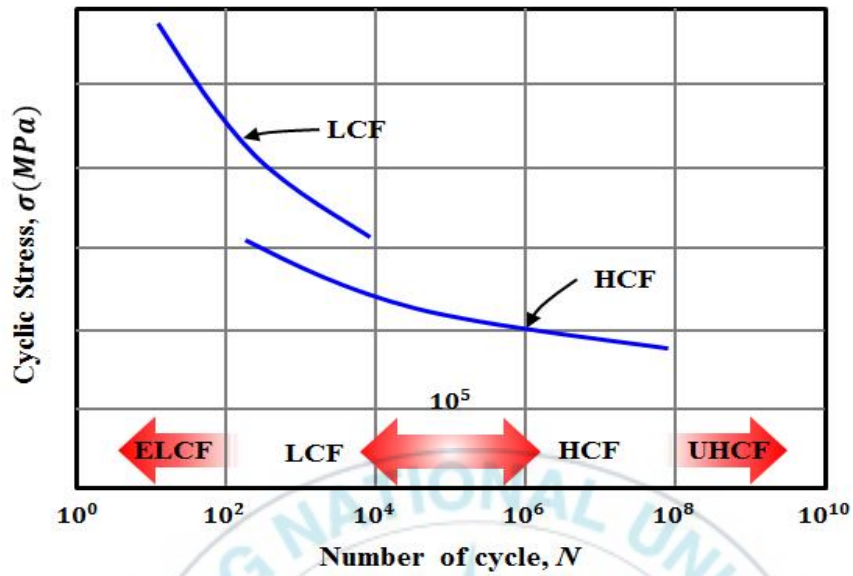


Fig. 2-1 A typical plot of fatigue region

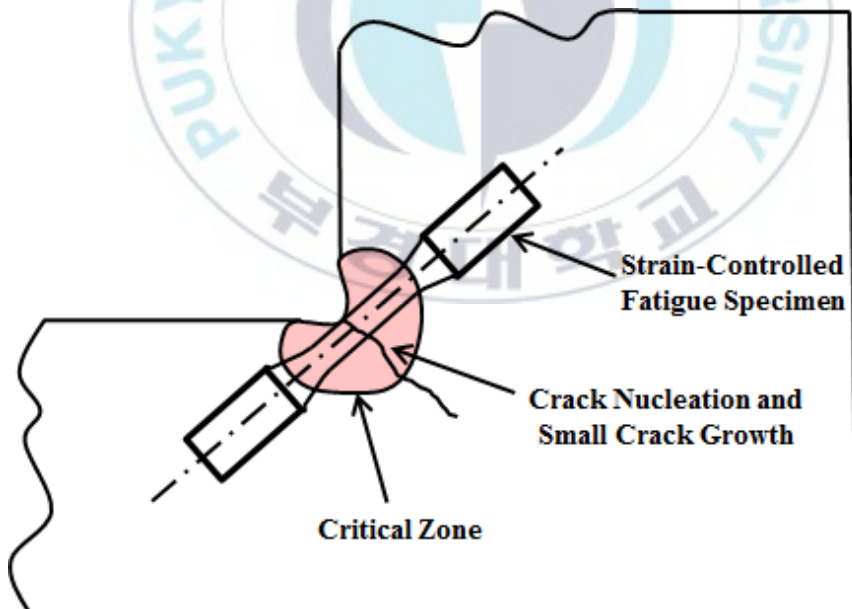


Fig. 2-2 Concept of the local strain-life approach

2.2 변형률-수명 접근방법⁽²⁴⁾

2.2.1 단순 응력-변형률 거동

평활재 시험편의 단순인장시험은 일반적으로 재료의 공칭응력-변형률 거동을 결정하는데 사용된다. 연강 혹은 구조용 강은 인장시 일반적으로 Fig. 2-3과 같은 응력-변형률 선도를 그리게 된다. 재료가 가지는 항복강도를 지나 임의의 점 P에서 하중을 제거하게 되면 영구변형과 회복되는 구간이 있다. 이것을 식으로 나타내면 다음과 같다.

$$\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_p \quad (2.1)$$

여기서, ϵ_t 는 전변형률범위(Total Strain Range), ϵ_e 는 탄성변형률(Elastic Strain) 그리고 ϵ_p 는 소성변형률(Plastic Strain)이다. 대부분의 금속에서 진응력 대 진소성변형률을 log-log 좌표로 그리면 직선으로 나타난다. 결과적으로 이 선도는 지수함수를 사용하면 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\epsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (2.2)$$

$$\sigma = K(\epsilon_p)^n \quad (2.3)$$

여기서, E는 탄성계수(Modulus of Elasticity), K는 강도계수(Stress Coefficient), n은 변형률 경화지수(Strain Hardening Exponent)이다. 식 (2.2)와 식 (2.3)을 식 (2.1)에 대입하면 단순응력에서의 전변형률은 식 (2.4)으로 나타낼 수 있다.

$$\epsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad (2.4)$$

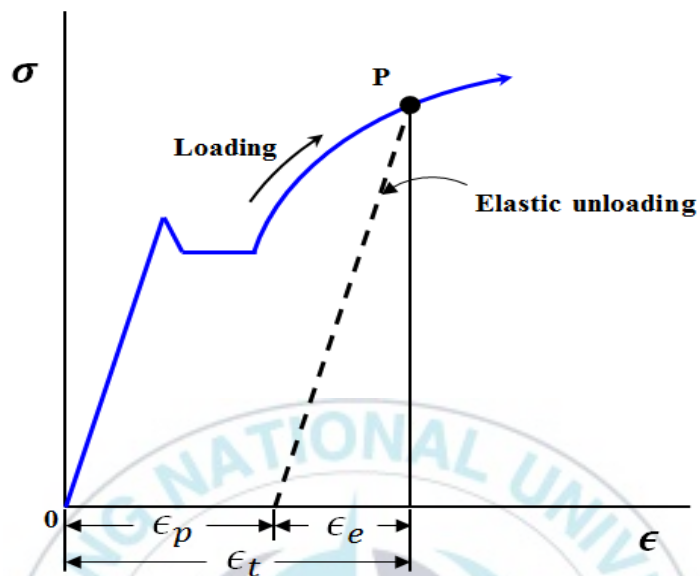


Fig. 2-3 Elastic and plastic strain

2.2.2 반복 응력-변형률 거동

단순 응력-변형률 선도는 정적하중을 받는 부재와 공업적 구조물의 설계 변수를 얻는데 사용되어진다고 하면 반복 응력-변형률 선도는 반복하중을 받는 구조물의 내구성을 평가하는데 유용하다.

반복적 비탄성 하중을 받는 재료의 반응은 Fig. 2-4와 같이 히스테리시스 루프(Hysteresis Loop)의 형태로 나타나게 된다. 루프의 전체 폭은 변형률 범위이고 높이는 응력범위이다. 루프 안의 면적은 한 사이클동안 사용된 단위체적당 에너지로 재료가 받는 소성변형의 정도를 나타낸다. 이것은 진폭의 향으로 나타낼 수 있다.

$$\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2} \quad (2.5)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (2.6)$$

여기서, ϵ_a 는 변형률 진폭(Strain Amplitude), σ_a 는 응력진폭(Stress Amplitude)를 나타낸다. 마찬가지로, 식 (2.5)와 식 (2.6)으로 전변형률을 진폭의 향으로 나타내게 되면 식 (2.7)과 같이 나타낼 수 있다.

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\Delta\epsilon_p}{2} + \frac{\Delta\epsilon_e}{2} \quad (2.7)$$

인장-압축의 반복응력을 받는 대부분의 금속재료의 경우 바우싱거 효과(Bauschinger Effect)가 관찰된다. Fig. 2-5는 바우싱거 효과를 보여주는 것으로 재료가 가지는 항복점을 지나 압축응력을 받게 될 때 압축 항복강도에 도달하기 전에 소성변형이 생기는 현상을 말한다.

반복(Cyclic) 응력-변형률과 단순(Monotonic) 응력-변형률 선도를 비교하는 것은 기계적인 거동에서 반복적으로 유발되는 변화의 정량적인 평가를 할 수 있다.

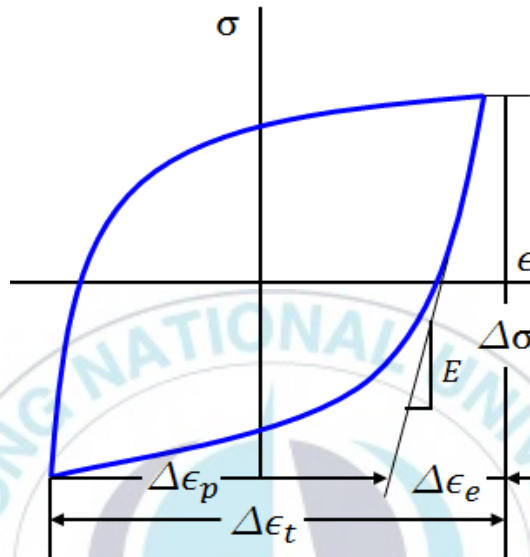


Fig. 2-4 Hysteresis loop

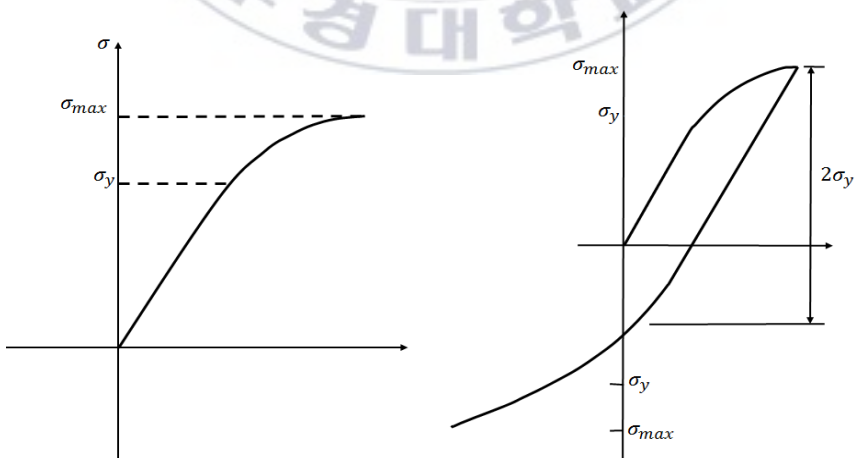


Fig. 2-5 Bauschinger effect

Fig. 2-6에 반복 및 단순응력-변형률 선도로써 여러 재료들에 대한 이들 거동을 나타낸 것이다. Fig. 2-6(d)의 4340 Steel의 재료를 보게 되면, 반복적으로 연화되는 재료는 단순하중 때보다 낮은 반복항복강도를 갖는다. 이것은 재료의 단순특성(Monotonic Properties)을 이용하여 반복적인 변형률을 예측하는 데에는 잠재적 위험이 있다는 것을 인지해야 한다. 따라서, 단순특성으로 변형률을 완전 탄성이라고 예측하여도 재료는 실제 반복 하중 하에서 많은 양의 반복 소성 변형률을 갖게 될 수도 있다.

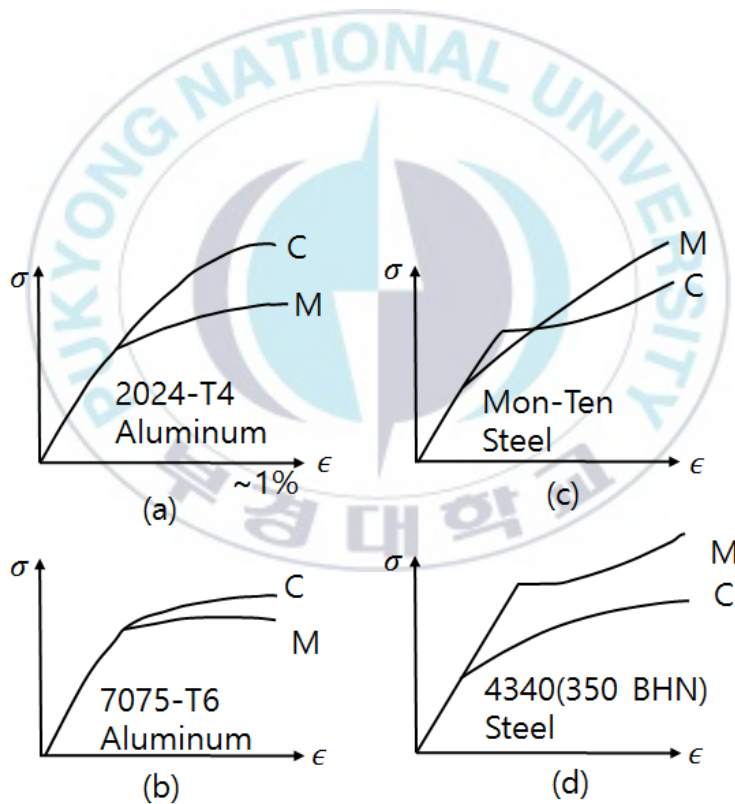


Fig. 2-6 Monotonic and cyclic stress-strain curves for several materials⁽²⁴⁾

2.2.3 반복 변형률 경화와 연화

금속재료는 반복하중을 받게 되면 응력-변형률 거동의 형태는 일반적으로 다음과 같이 거동하게 된다.

- (1) 반복적으로 경화
- (2) 반복적으로 연화
- (3) 반복적으로 안정화
- (4) 복합거동 (변형률 범위에 따라 연화 또는 경화)

저사이클 피로 실험은 변형률 제어로 실험을 하는 것이 일반적이다. 변형률 조건을 정하고 실험을 하게 되면 지정한 변형률에 맞춰서 반복 하중을 받게 되는데 이때에 시험편은 변형이나 악화에 의해 하중 값은 변하게 된다.

Fig. 2-7과 Fig. 2-8은 변형률 제어 실험으로 나타나는 거동을 나타낸다. 전자의 경우 변형경화하는 거동을 나타낸 것이고, 후자의 경우 변형연화 하는 거동을 나타낸 것이다. 실제 재료마다 저사이클 피로 거동은 각기 다르게 나타난다. 변형률 제어 범위에 따라서 경화만 할 수도 있고, 연화만 할 수도 있다. 또한, 경화와 연화 모두 보일 수도 있다.

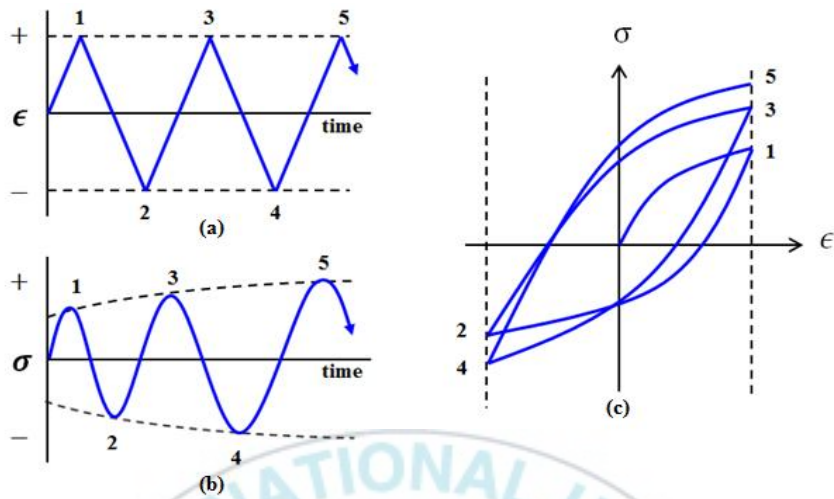


Fig. 2-7 Cyclic hardening : (a) constant strain amplitude, (b) stress response (increasing stress level), (c) cyclic stress-strain response

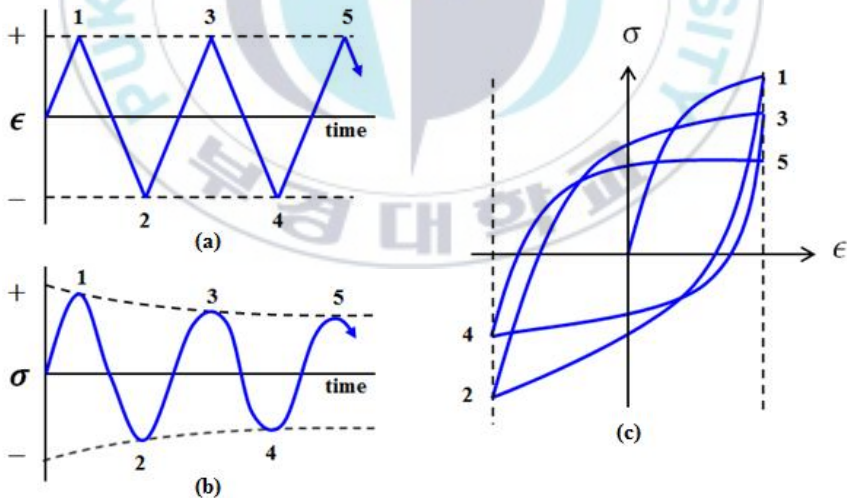


Fig. 2-8 Cyclic softening : (a) constant strain amplitude, (b) stress response (decreasing stress level), (c) cyclic stress-strain response

2.3 크리프 변형(creep deformation)⁽²⁵⁾

재료는 일정 하중이나 응력 하에서 파괴가 일어날 때까지 시간에 따라 천천히 그리고 지속적으로 변형이 일어날 수 있다. 이러한 열의 영향을 받는 시간 의존적인 변형을 크리프라 한다. 크리프의 한 가지 중요한 특징으로 항상 적용되는 것은 시간의 함수라는 것이다. 공업적으로 사용되는 대부분의 금속들의 실온 인장 강도는 거의 시간에 무관하다. 그러나 고온에서의 재료 강도는 변형을 속도와 고온 노출 시간에 매우 민감하다. 크리프의 영향을 고려할 수 있는 주요 온도 영역은 보통 $T > 0.4T_m$, 이며 여기서 T_m 은 절대온도로 재료의 용융점을 의미한다. 크리프에 의한 재료의 손상은 크게 기계적인 부분과 환경적인 부분으로 나눌 수 있는데 기계적인 손상이 의미하는 것은 재료가 주어진 하중을 받을 때 소성변형을 하며 그 재료의 치수도 시간에 따라 변한다. 환경적인 손상이 의미하는 것은 환경이나 외부물체의 확산에 대한 재료의 반응 즉 진공현상(cavitation)이나 입자경계(grain boundary)에서의 환경적 영향 등을 의미한다.

크리프 곡선(creep curve)은 일정하중과 온도 하에서 시간에 따른 변형률의 변화를 그래프로 표현한 것인데 Fig. 2-9에 잘 나타나있다. 크리프 곡선은 주로 세 구역으로 나누어지며, 각 구역은 각기 독특한 변형률-시간 양상을 나타낸다. Fig 2-9에서 크리프 곡선에 대하여 살펴보면 초기변형률 ϵ_0 이후에 나타나는 첫 구간을 초기 크리프(primary creep) 또는 1차 크리프 구역이라 하며 이 구간에서는 크리프 속도가 연속적으로 감소하며, 곡선의 기울기는 시간에 따라 감소하게 된다. 즉, 이 구역에서는 재료에 변형 경화가 일어나 크리프에 대한 저항성이 증가하고 있는 것을 의미한다. 다음으로 나타나는 구간에서는 일정한 크리프 속도(steady creep rate)가 존재하는데 이 구간을 2차 크리프(secondary creep)이라 한다. 크리프 속도가 일정하다

는 것은 재료의 변형경화와 회복이 평형을 이룬다는 것을 의미한다. 회복이란 재료가 점점 연해져서 변형이 계속 일어날 수 있게 되는 현상을 말하는 것이다. 마지막으로 3차 크리프(tertiary creep) 구간에서는 크리프 속도가 가속되어 최종 파괴가 일어나게 된다. 이러한 파손은 입계 분열과 재료 내부의 균열, 동공 및 공공의 형성과 같은 미세조직의 변화와 금속학적 변화로부터 발생하게 된다. 응력이나 온도가 증가함에 따라 변형 구역 내에서 네킹이 일어나고 이에 따라 실제 단면적이 감소하고 주어진 시간에 대한 변형률 속도(strain rate)는 증가한다. 한편 파단시간은 줄어든다. 크리프 곡선의 형태는 관련된 몇 가지의 메카니즘의 영향을 받는데 이러한 메카니즘에는 strain hardening이나 softening, 재결정화(recrystallization), 진공상태(cavitation), 입자경계 미끄러짐 현상(grain boundary sliding), 산화(oxidation), 기공 생성 및 진전(void nucleation and growth)과 네킹 현상(necking) 등이 있다.

크리프 시험은 보통 크리프 한계(creep limit)나 크리프 파괴강도(creep rupture strength)를 측정하기 위해 시행되는데 여기서 크리프 한계란 주어진 시간 내에 미리 정해진 변형률을 얻는데 필요한 응력을 나타내며 크리프 파괴강도란 명시된 시간 후에 주어진 온도에서 시편이나 부품의 파괴를 일으키는 응력 값을 의미한다. 크리프에 의한 파괴는 전 영역에 의한 손상이나 부분적인 손상에 기인한다.

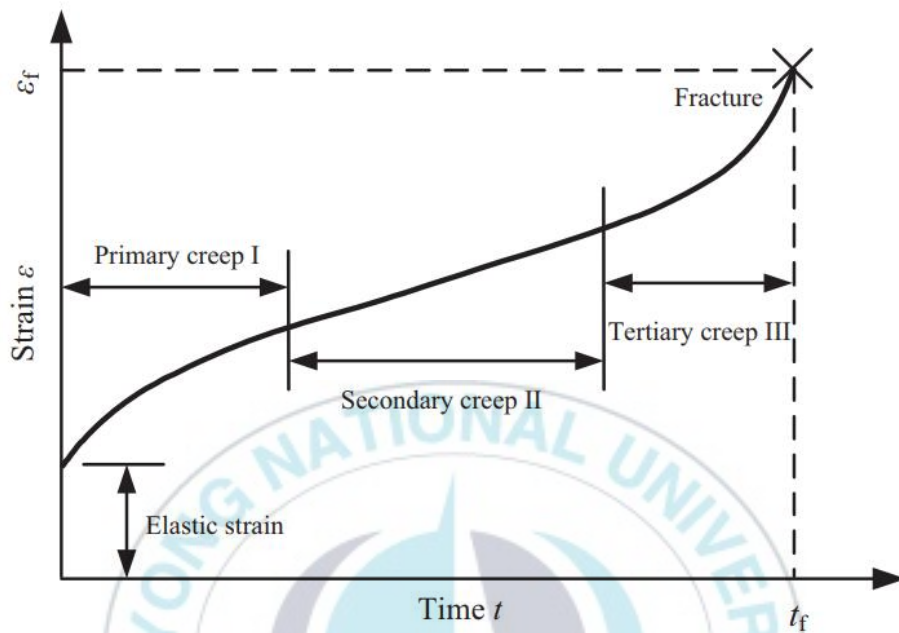


Fig. 2-9 Schematic of typical creep curve under constant load

2.4 크리프-피로

2.4.1 크리프-피로 개요⁽²⁶⁾

초고온 가스로에서 사용되는 열교환기 등의 구조물들은 고온에서 복잡한 응력-하중 사이클을 받는데 이의 전형적인 예를 Fig. 2-10에 나타내었다.

이러한 사이클은 대략적으로 일정한 범위의 변형량을 인장-압축 방향으로 받으며 Fig. 2-10에서 A로 표시된 부분과 같이 그 구역 내에서는 응력 이완(stress relaxation)이 일어나는 구간이 존재하는 경향을 갖는다. 실험실적 규모에서 이와 같은 실 구조물의 실제 상황과 가장 유사한, 즉 피로 변형과 크리프가 동시에 가해지는 조건을 설정하기 위해 많은 연구가 진행되어 왔으며, 현재는 Fig. 2-10에 나타낸 것과 같이 전변형률 제어(total strain-controlled) 저사이클 피로 시험시 인장 최대 변형률에서 유지 시간(hold time)이 가해지는 경우에 대한 실험이 가장 널리 행해지고 있다.

인장 최대 변형률에서 유지 시간을 가하면 Fig. 2-11과 같이 응력 이완 현상이 발생하는데 유지 시간 동안 탄성 변형의 일부가 소성 변형으로 전환되는 것을 크리프 변형으로 간주하여 이 때 도입되는 시간 의존적 손상(time-dependent damage)을 고려하여 크리프-피로 상호 작용에 관한 전반적인 연구가 진행되고 있다.⁽²⁷⁾

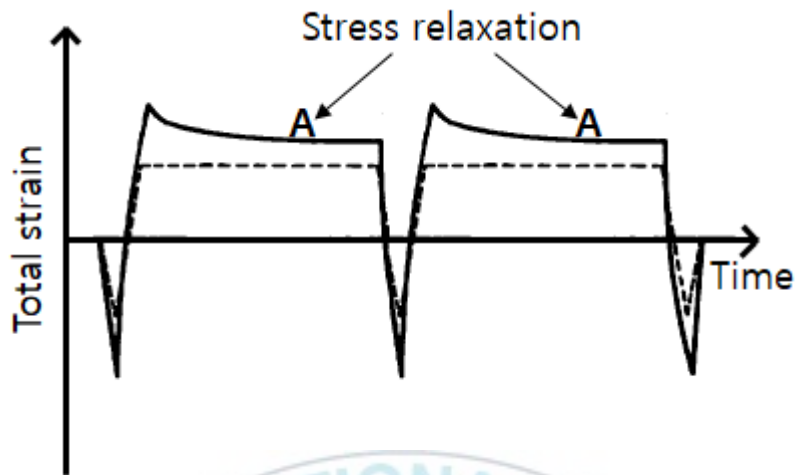


Fig. 2-10 Schematic of a typical strain cycle for a component operating in VHTR

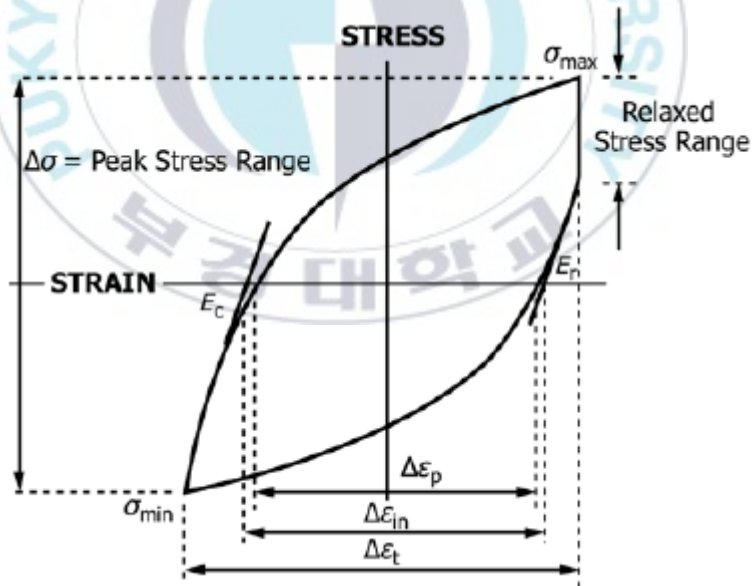


Fig. 2-11 Examples of stress-strain hysteresis diagrams with hold time (Strain Control)

2.4.2 크리프-피로 파단양상⁽²⁸⁾

고온에서의 피로균열은 균열선단에 형성된 공동과 상호작용을 하면서 불안정하게 진전한다. 크리프-피로 상호 작용하에서 균열의 성장과정은 크게 4가지로 분류되고 있으며, Hales는 파단 양상을 Fig. 2-12와 같이 분류될 수 있다고 보고하였다. (a)는 순수한 피로 과정과 동일한 양상으로 cavity와 같은 입계 손상이 일어나기 전에 표면에서 피로 균열이 생성, 성장하여 입내 파단이 일어나는 경우이다. (b)는 표면에서의 피로균열은 거의 영향을 주지 않고 입계 cavity 생성, 성장에 의해서만 파단이 일어나는, 즉 creep-dominated failure인 경우의 파단 양상이다. 이러한 파단 양상은 인장 유지 시간이 길고 가해진 변형량이 작은 경우에 주로 나타난다. (c)와 (d)는 표면에서 피로 균열이 생성, 성장하고, 내부에서는 입계 cavity의 생성, 성장이 서로 독립적으로 일어나다가 임의의 입계 조건에서 크리프와 피로 손상이 상호 작용을 하는 경우로 실험 조건 또는 재료 등에 따라 두 가지를 세분할 수 있다. 우선 (c)의 경우는 재료 내부에 축적되는 입계 손상의 정도가 충분하지 못하여 피로 균열의 진전 경로가 입계 손상에 의해 결정되지 않은 상태로, 단지 균열이 creep damaged boundary를 따르는 동안만 균열 진전 속도가 증가하여 수명에 영향을 미친다. 이는 주로 인장 유지 시간이 매우 짧은 경우에 해당되며 전체적인 파단 양상은 mixed-granular 경향을 나타내는 것으로 알려져 있다. (d)의 경우는 충분한 입계 손상의 축적이 피로 균열의 진전 경로를 지배하는 상태로, 표면에서 생성된 피로 균열이 cavity 등의 입계 손상에 의해 입계를 따라 진전하는 형태이다. 이러한 형태는 인장 유지 시간이 비교적 긴 경우에 해당되는데 표면 근처에는 입내 파단을 보이며 내부에서는 입계 파단 양상을 나타낸다.

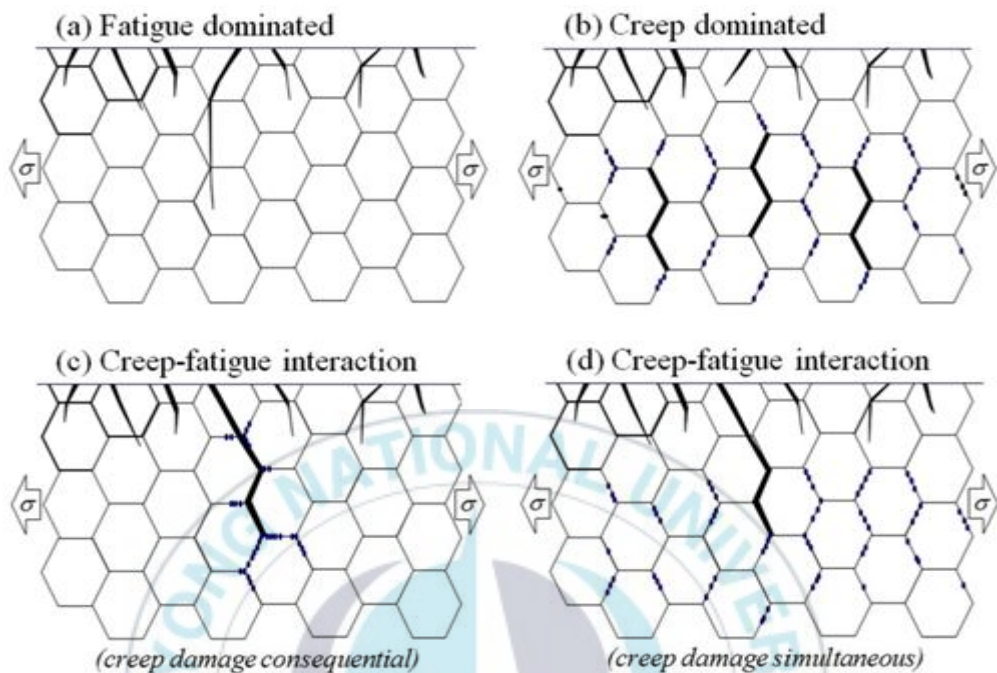


Fig. 2-12 Creep-fatigue cracking mechanisms: (a) fatigue dominated; (b) creep dominated; (c) creep-fatigue interaction (due to “consequential” creep damage accumulation); (d) creep-fatigue interaction (due to “simultaneous” creep damage accumulation).

제 3 장 실험 방법 및 절차

3.1 재료 및 시험편

3.1.1 Alloy 617

본 실험에서 사용된 재료는 Haynes International Corporation에서 제작한 니켈기 초내열합금인 Alloy 617이며, 두께 25 mm의 열간압연 판재로서 제조사에서 생산한 Heat Number는 R617 6 8837이며, 원 판재의 크기 $1.020(T) \times 48(W) \times 144(L)$ 이다. 본 실험에 사용된 Alloy 617의 화학적 조성은 Table 1과 같다. Haynes 617 판재의 각 원소의 화학적 조성은 ASTM B168-08⁽²⁹⁾ 규정에 의해 제작하였기에 Table 1에서 볼 수 있는 것처럼 ASTM specification 범위 내에 잘 포함되고 있음을 확인할 수 있으며 Ni(니켈), Co(코발트), Cr(크롬), Mo(몰리브덴)의 성분비가 높아 내열성 및 내식성이 우수하다.

Table 1 Chemical composition of Alloy 617 (wt.%)

		C	Ni	Fe	Si	Mn	Co	Cr
ASTM Spec.	min	0.05	bal	-	-	-	10.0	20.0
	max	0.15		3.00	0.50	1.0	15.0	24.0
Alloy 617		0.08	53.11	0.949	0.084	0.029	12.3	22.2
		Ti	P	S	Mo	Al	B	Cu
ASTM Spec.	min	-	-	-	8.00	0.80	-	-
	max	0.60	0.015	0.015	10.0	10.0	0.006	0.50
Alloy 617		0.41	0.003	<0.002	9.5	1.06	<0.002	0.0268

3.1.2 GTAW 용접 조건

본 GTAW 용접에서의 전원은 비소모 전극식 용접 방법 즉 아크가 안정화되고 전극소모가 적은 직류 정극성(DCSP : Direct Current Straight Polarity) 극성인 직류 전원 마이너스로서 용접봉을 음(-)극에 연결하고 모재는 양(+)극에 연결하였다. 직류 전원 용접에 있어서 정극성일 때는 전자의 충격을 받은 양극이 음극보다 발열량이 크므로 용접봉의 용융속도는 늦고 모재의 용입이 깊어지나, 반대로 직류전원 역극성(DCRP : Direct Current Reverse Polarity)일 경우는 용접봉의 용융속도는 빠르고 모재의 용입은 얕아진다. GTAW 용접 시에 DCSP나 DCRP 방법의 선택은 용접특징과 용접 재료에 따라서 선택되어질 수 있다. DCSP는 용접속도가 빠르고, 용입이 깊고 좁으며, 열영향부가 좁고, 용접 변형이 적은 특징이 있다. 본 용접에서는 Alloy 617 용접에 적합한 전원으로 정극성의 DCSP 방법을 선택하여 적용하였다. 그리고 본 GTAW 용접에 사용된 텅스텐 전극봉은 직경 3.2mm를 갖는 토리아 함유 텅스텐인 EWth-2를 사용하였다.

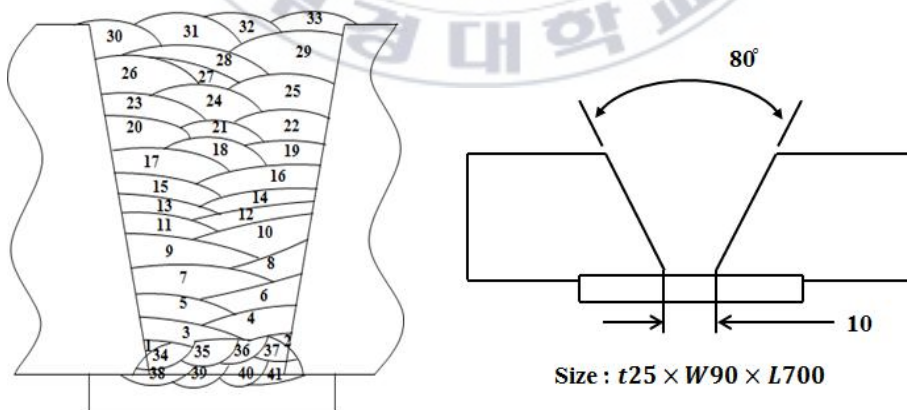
용접시 용융풀을 대기로부터 차폐(Shielding)할 목적으로 순도 99.99%의 아르곤 가스를 사용하였으며, 유량을 10-15liter/min 범위로 주입하였다. 용접시 모재의 이면에 산화를 방지하기 위하여 사용하는 backing 가스는 주입하지 않았다. 또한, 용접이후 응고의 낮은 온도까지 용접 금속을 대기로부터 차폐하기 위하여 사용되는 후행가스(Trailing)도 주입하지 않았다. 그 외 용접 조건으로 전류범위 180-200A, 전압범위 14-16V, 용접속도 범위 18-22cm/min으로 수행되었다.

사용된 용가재는 KISWEL 사(고려용접봉)에서 제조한 (KW-T617) 것으로 미국용접협회(AWS) 사양인 AWS A 5.14-05 ERNiCrCoMo-1(UNS N 06617)에 따라서 제조되었다. 용가재의 제조사 상품 번호는 JD191이며, 직경은 2.4mm이다. 용가재의 화학적 조성은 Table 2와 같다.

Table 2 Chemical composition of filler metal (wt.%)

		C	Ni	Fe	Si	Mn	Co	Cr
AWS Spec.	min	0.05	Rem	Max	Max	Max	10.0	20.0
	max	0.15		3.0	1.0	1.0	15.0	24.0
KW-T617 filler metal		0.07	Bal	0.33	0.3	0.3	11.29	22.5
		Ti	P	S	Mo	Al	Cu	
AWS Spec.	min	Max	Max	Max	8.00	0.80	Max	
	max	0.06	0.03	0.015	10.0	1.50	0.50	
KW-T617 filler metal		0.41	<0.003	0.001	8.8	1.1	<0.01	

용접 시 최저 예열온도는 18℃, 최대 패스간 온도는 177℃ 이하로 하였으며, 예열 유지시간은 적용하지 않았다. 용접시편의 총 적층 수 및 패스 수는 14층 41패스로, 용접형상은 V-groove, 각도 80도, 10mm root gap을 갖는다. 용접 절차는 ASME Section IX Code 기준에 따라 만들어졌다. Fig. 3-1과 같다.

**Fig. 3-1** Welding sequence of GTAW for Alloy 617

3.1.3 시험편 채취 및 제작

Alloy 617 GTAW 용접 시험편의 제작 과정으로 Fig. 3-2와 같다. 시험편의 채취방향은 압연방향과 일치하고 용접방향은 직각이 되도록 하였다. Fig. 3-3은 완성된 시험편의 형상과 치수를 나타낸 것으로 ASTM E2714-13⁽²⁷⁾ 규정에 의거하여 설계, 제작한 creep-fatigue 실험용 버튼헤드식 환봉 시험편이다. 고온 실험에 사용되는 시험편으로 모재(BM) 7개, 용접부재(WJ) 8개로 실험하였다.

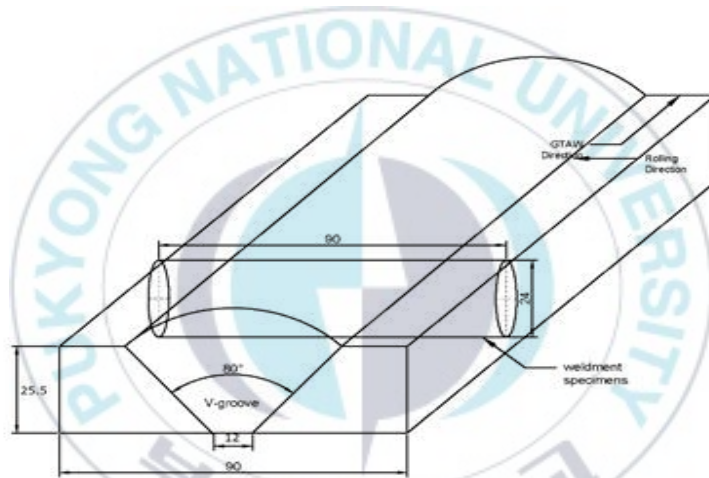


Fig. 3-2 Illustration of specimen cutting from the GTAWed part

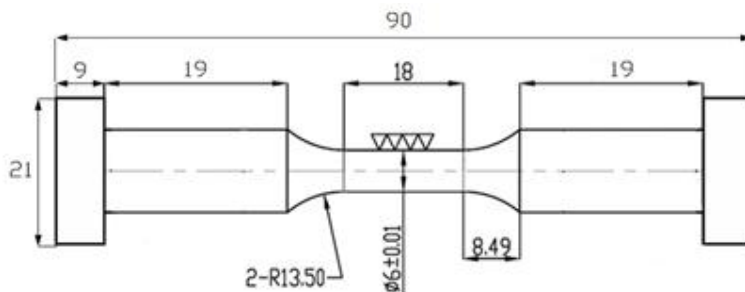


Fig. 3-3 Shape and dimensions of cylindrical specimen

3.2 실험 장비 및 방법

3.2.1 실험 장비

본 연구에 사용된 실험 장비로 MTS사의 최대 100kN 하중의 유압식 동적 재료 고온 피로 시험기(MTS 370)를 사용하였다. 이와 함께 고온의 환경을 제어하기 위한 튜브형 로(Tube furnace)와 온도 컨트롤러(Temperature controller), 그리고 변형률 제어 및 데이터 수집을 위한 신장계(Extensometer)를 부착하여 실험을 수행하였다. Fig. 3-4는 MTS 370 기기의 전체적인 모습을 나타내며, Fig. 3-5는 신장계(Extensometer)를 시험편에 직접 부착한 모습을 나타낸다. 로와 온도 컨트롤러는 ATS Series 3160 모델이며 각각 상, 중, 하 세 구역으로 나누어 온도를 조절할 수 있어 고온의 환경을 구성하는데 적합하며, 최대 1200℃까지 온도를 조절할 수 있다.

본 실험에서는 상온에서 실험 온도인 900℃까지 1시간동안 서서히 온도를 상승시키고 30분간 유지하여 고온의 환경을 구축하였다. 실험에 사용된 신장계는 632.53F-14 모델로써 표점거리가 12mm이며 최대 1200℃의 온도에서 사용 가능한 고온용 공랭식 신장계이다.

본 실험 장비는 시험편에 최대 100kN 용량의 하중, 변위, 변형률 제어를 통해 인장시험, 압축시험, 굴곡시험, 전단시험, 피로시험 등의 다양한 표준 시험과 고온 및 저온 환경 분위기에서 소재의 기계적 특성과 내구피로특성을 평가할 수 있다.⁽³⁰⁾

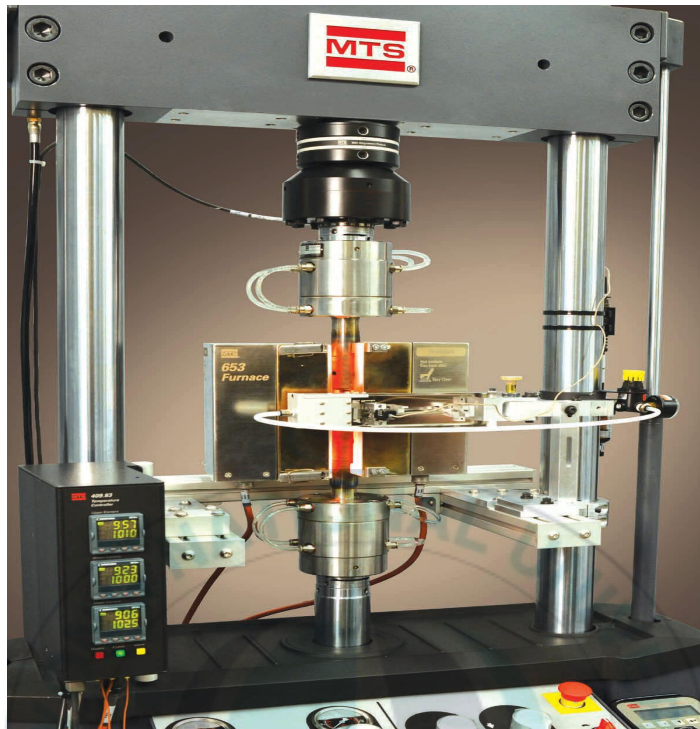


Fig. 3-4 Creep-fatigue test machine (Model MTS 370)

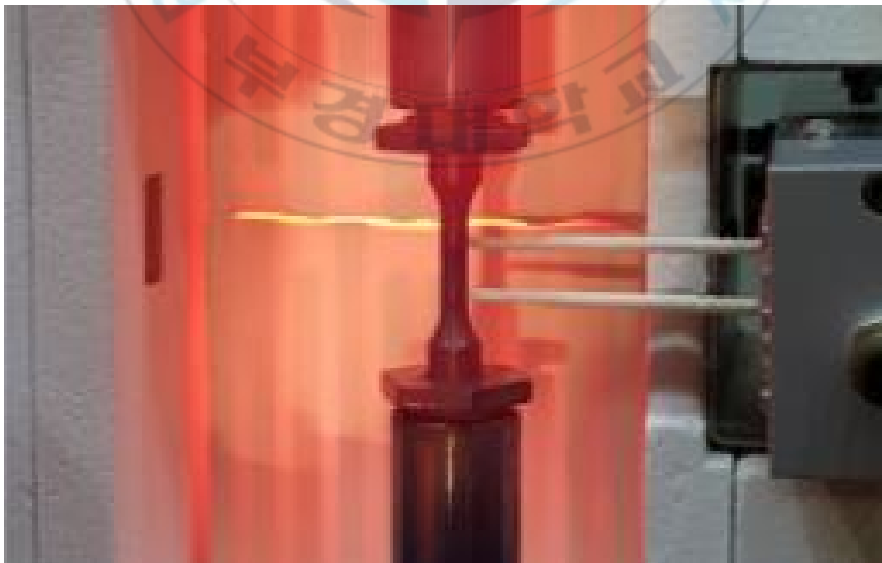


Fig. 3-5 High temperature axial extensometer (Model 632.53F-14)

3.2.2 실험조건 및 방법

Alloy 617에 대한 크리프-피로 시험 조건을 Table 3에 나타내었다. 각각 모재와 용접부재에 대해 고온 900℃의 환경에서 변형률 제어 방식(strain ratio $R=-1$)으로 peak strain일 때 최대인장 변형률 상태에서 유지 시간을 주어 크리프-피로 시험을 구성하였다. 시험 조건은 시험 목적에 따라 두 가지로 나뉘었다. 첫 번째, 유지 시간을 1분으로 고정하고 전변형률 범위는 0.6%, 1.2%, 1.5% 총 세 범위로 시험해 전변형률 범위에 따른 영향을 보고자 하였고 이에 대한 시험 조건의 형상을 Fig. 3-6에 나타내었다. 다음 조건으로 전변형률 범위를 0.6%로 고정하고 유지 시간을 각각 1분, 3분, 5분으로 시험해 유지 시간에 따른 영향을 알아보하고자 하였으며 이에 대한 시험 조건의 형상을 Fig. 3-7에 나타내었다. 모든 시험의 변형률 속도는 $10^{-3}/s$ 로 일정하게 진행되었다.

Table 3 Creep-fatigue test conditions

Specimens	Alloy617	
Purpose of Test	Effect of total strain ranges	Effect of hold time
Total strain ranges	0.6%, 1.2%, 1.5%	0.6%
Hold time	60s	60s, 180s, 300s
Strain rate	$1 \times 10^{-3} / s$ (6% / min)	
Environment	Air, 900℃	
C-F cycle shapes	Cycle with hold time at control parameter peak in tension	
Strain ratio, R	Tension-Compression ($R=-1$)	
% drop in load	80%	

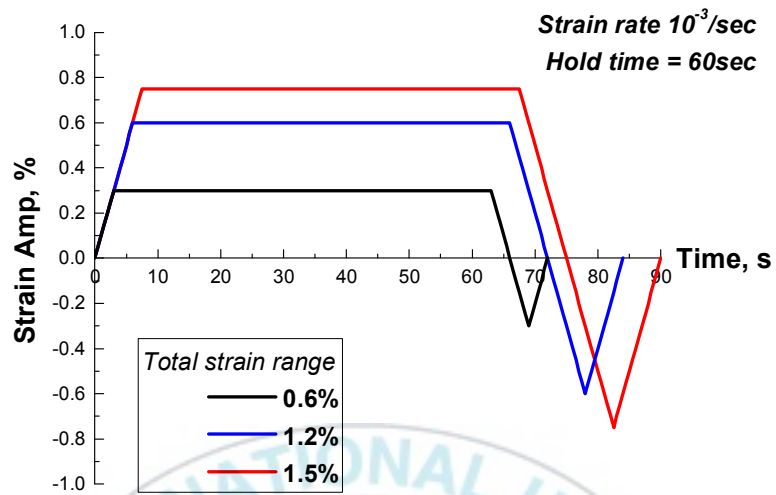


Fig. 3-6 Creep-fatigue test conditions about total strain control

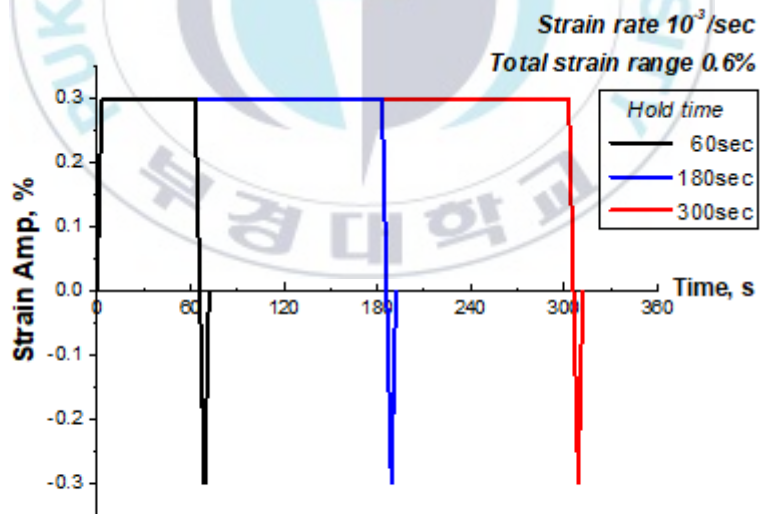


Fig. 3-7 Creep-fatigue test conditions about hold time

한편, 본 실험은 모두 시편의 파괴가 일어날 때까지 수행하였다. 피로 수명의 경우 Fig. 3-8과 같이 최대응력비 (peak stress ratio)가 20% 감소하는 지점, 즉 다시 말해 0.8%의 최대응력비와 일치하는 지점의 사이클을 피로 수명으로 정의하였다. ASTM 규격에서도 20~25%를 피로 수명으로 규정하고 있고, 본 실험실에서 진행했었던 저사이클 피로 시험의 판단 수명 역시 이와 같이 정의하였기 때문에 동일 기준 자료를 얻기 위함과 동시에 Alloy 617에 대한 저사이클 피로 데이터와 크리프-피로 데이터를 서로 비교하기 위한 목적으로 0.8% 지점을 최대응력비로 설정하였다.⁽³¹⁾

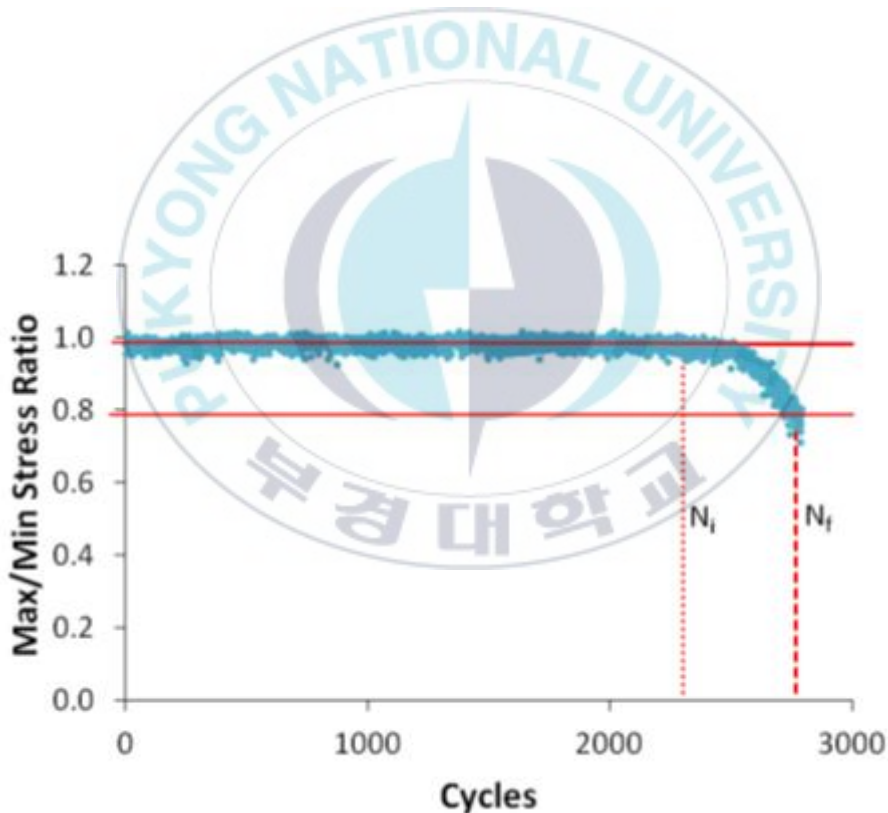


Fig. 3-8 Peak tensile/compressive stresses and stress ratio for creep-fatigue test performed in 900°C⁽¹⁴⁾

제 4 장 실험 결과 및 고찰

4.1 크리프-피로 수명에 대한 유지 시간의 영향

우선 900℃에서 Alloy 617 모재 및 용접재의 기본적인 인장시험 물성치를 Table 4에 정리하여 나타냈으며 Fig. 4-1은 응력-변형률 선도를 나타낸 것이다. 900℃에서 모재와 용접재의 탄성률은 같으며 항복 강도와 인장 강도는 용접재가 모재보다 크며 모재가 더 연성이라는 것을 확인할 수 있다.

본 시험에 대한 조건과 그에 대한 크리프-피로 시험 결과를 Table 5에 정리하여 나타내었으며 기존의 저사이클 피로 시험 데이터 또한 포함하고 있다.⁽³¹⁾ 파단 수명은 피크 스트레스 레이쇼가 20% 감소하는 지점에서의 사이클 수이고 응력 값들은 반수명일 때를 기준으로 나타내었다.

본 연구의 크리프-피로 시험으로 얻어진 Alloy 617 모재와 용접재에 대한 피로수명 데이터를 Fig. 4-2, Fig. 4-3과 같이 그래프로 나타내었다.

Fig. 4-2의 경우 유지 시간이 모두 1분으로 동일할 때의 전변형률 범위에 따른 파단 수명을 나타내고자 각각 전변형률 범위 0.6%, 1.2%, 1.5%에 대한 파단 사이클 수를 나타낸 것이고, Fig. 4-3은 전변형률 범위가 0.6%로 동일할 때 유지 시간에 따른 파단 수명을 나타내고자 각각 유지 시간이 1분, 3분, 5분일 때 이에 대한 파단 사이클 수를 나타낸 것이다. 그리고 이에 더해 유지 시간이 없는, 즉 저사이클 피로 시험 데이터를 포함하여 크리프-피로 시험 결과와 비교해보고자 했다. 우선 Fig. 4-2에서 모재와 용접재 모두 전변형률 범위가 증가할수록 크리프-피로 수명은 비교적 지수 함수적으로 감소하는 경향을 보이고 있음을 알 수 있다. 또한 Alloy 617 용접재의 크리프

피로 수명이 동일한 전변형을 범위에서 모재보다 상대적으로 낮은 결과를 보이는 것을 알 수 있다. 이는 Fig. 4-3에서도 마찬가지로 동일한 유지 시간에서의 용접재의 크리프-피로 수명이 모재보다 짧다는 것을 알 수 있다. 또한 동일한 전변형을 범위 조건에서 용접재와 모재의 경우 모두 유지시간이 길어질수록 크리프-피로 수명은 감소하는 결과를 보였다. 이러한 결과는 유지 시간이 없는 저사이클 피로 시험 결과와 비교해서도 똑같은 결과를 나타내는데 이는 유지 시간동안 발생하는 응력의 감소로 나타나는 소성 변형(크리프 변형)이 영향을 미치기 때문이라 사료된다.

여기서 주목해야 할 점은 용접재의 시험 결과에서 유지 시간이 3분일 때의 결과까지는 모재와 동일하게 크리프 피로 수명이 감소하는 결과를 보여줬으나 유지 시간 5분에서의 수명은 오히려 증가했다는 것이다. 이에 대해 실험적 오류가 있었는지에 대해 한 번 더 실험을 진행하였고 역시 비슷한 결과를 얻게 되었다. 이러한 결과는 본 시험의 결과 뿐만 아니라 L. Carroll⁽³²⁾ 등과 T.C. Totemeier⁽³³⁾ 등의 논문 결과에서도 이와 유사하게 유지 시간의 증가할수록 크리프-피로 수명이 감소하다 어느 지점을 기준으로 유지 시간이 증가함에 따라 크리프-피로 수명이 증가하는 결과를 보였다. 이는 크리프 효과로 인한 grain의 미세 탄화물의 변화 및 고온 환경에서의 용접재의 높은 강도가 복합적으로 작용하여 이와 같은 결과가 나타났다고 판단하고 있다. 이들의 시험 결과 데이터와 유지 시간에 따른 파단수명을 나타낸 그래프를 각각 Fig. 4-4과 Fig. 4-5에 정리하여 나타내었다.

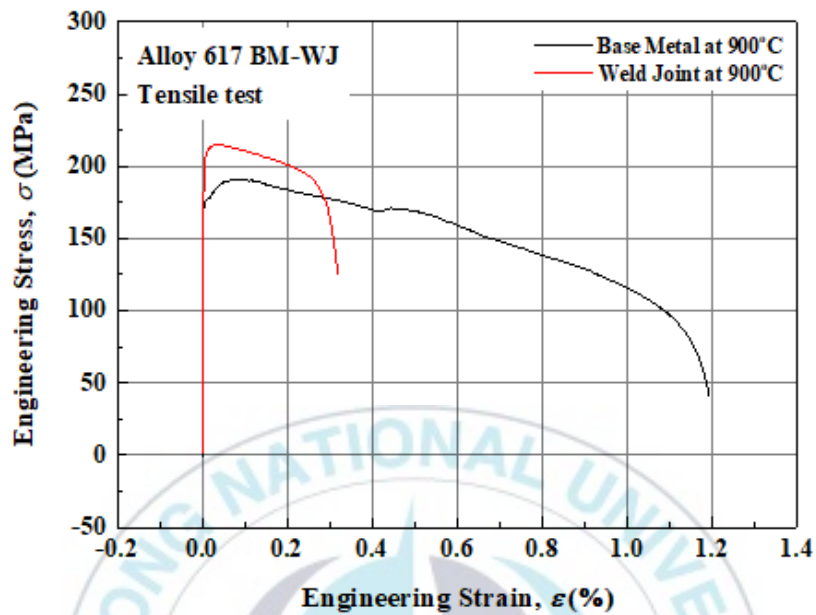


Fig. 4-1 Tensile test result of Alloy 617 at 900°C

Table 4 Result of tensile test of Alloy 617 at 900°C

Temp. (°C)	E (GPa)	Base Metal		Weldment	
		YS (MPa)	UTS (MPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)
900	149	167.3	190.7	176.8	214.9

Table 5 Result of Creep-fatigue test of Alloy 617

Sample -ID	$\Delta\epsilon_t$ (%)	Hold time (sec)	Inelastic strain range, $\Delta\epsilon_{in}/2$ (%)	Peak/valley Stressess		Stress Amplitude, $\Delta\sigma/2$ (MPa)	Cycles to failure, N_f	Time to failure (h)
				σ_{max}	σ_{min}			
Weld-01	0.6	0	0.088	325.9	-336.7	331.3	827	2.76
Weld-1	0.6	60	0.220	147.7	-174.8	161.3	277	5.54
Weld-2	0.6	180	0.238	155.8	-171.5	163.6	172	9.17
Weld-3	0.6	300	0.240	144.0	-168.8	156.4	339	29.4
Weld-04	1.2	0	0.364	367.4	-382.9	375.1	190	4.43
Weld-4	1.2	60	0.510	157.1	-180.9	169.0	203	4.73
Weld-05	1.5	0	0.502	378.9	-394.2	386.5	140	3.5
Weld-5	1.5	60	0.665	170.5	-186.5	178.5	110	2.75
Base-01	0.6	0	0.176	187.3	-199.8	193.5	1179	3.93
Base-1	0.6	60	0.235	179.5	-171.5	175.52	662	13.24
Base-2	0.6	180	0.235	150.2	-164.3	157.3	577	30.77
Base-3	0.6	300	0.232	151.1	-162.2	156.6	459	39.78
Base-04	1.2	0	0.470	180.6	-191.8	186.2	487	11.36
Base-4	1.2	60	0.519	150.3	-182.8	166.6	334	7.79
Base-5	1.5	0	0.625	172.3	-190.1	181.2	405	10.13
Base-05	1.5	60	0.668	152.6	-178.6	165.6	250	6.25

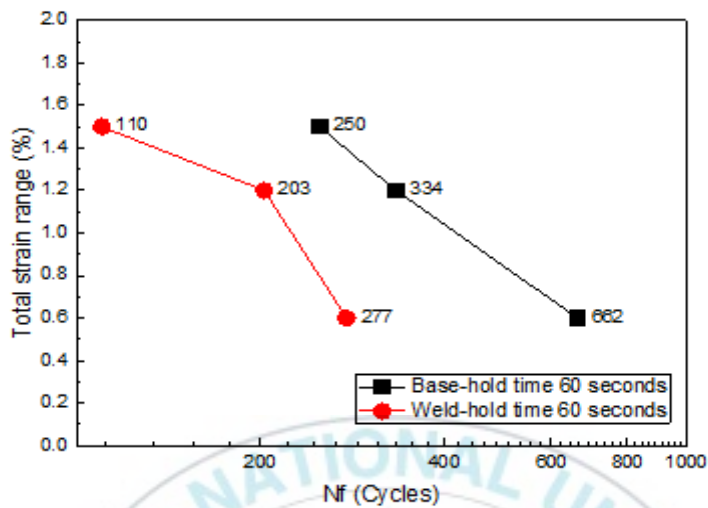


Fig. 4-2 Comparison of fatigue life for Alloy 617 depending on total strain ranges

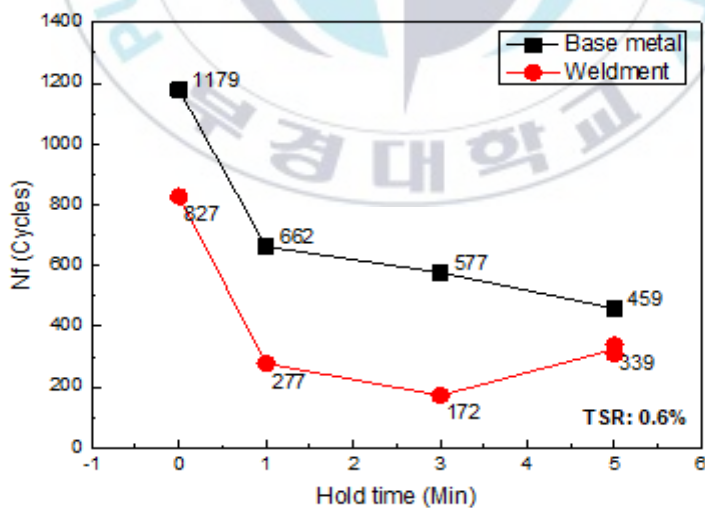


Fig. 4-3 Comparison of fatigue life for Alloy 617 depending on hold time

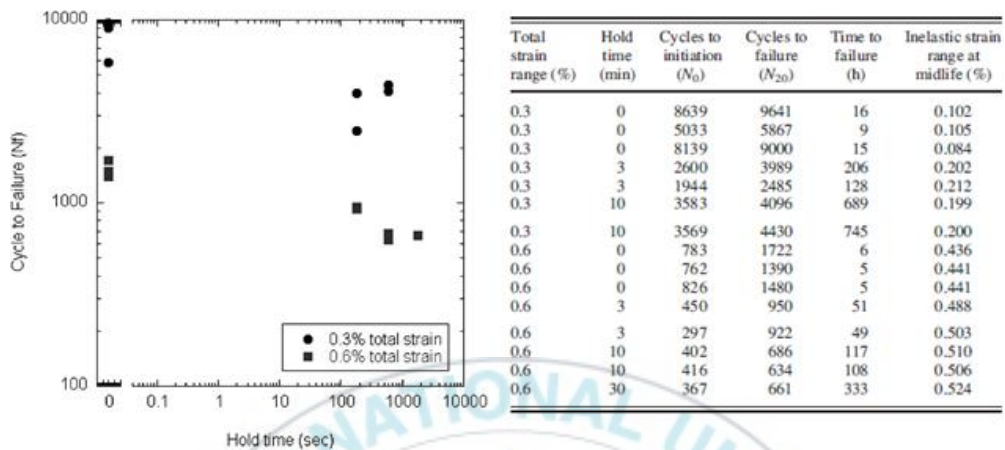


Fig. 4-4 Cycle to failure as a function of hold time for creep-fatigue testing at 950°C⁽³²⁾

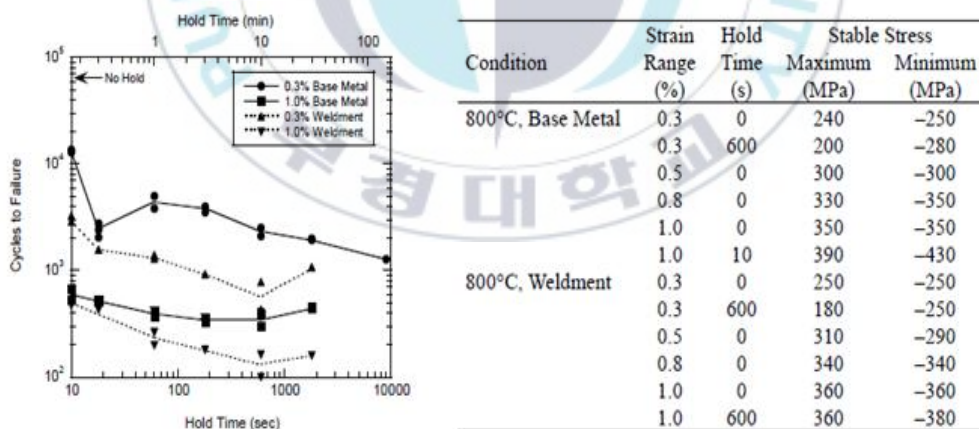


Fig. 4-5 Variation of creep-fatigue life with tensile hold time at 1000°C⁽³³⁾

4.2 Alloy 617의 크리프-피로 거동 및 특성

4.2.1 전변형률 범위에 따른 영향

본 연구에서 수행한 900℃에서 최대 인장 유지 시간 1분일 때의 크리프-피로 시험에 대한 Alloy 617 모재와 용접재의 반복 응력 반응 거동을 고찰하기 위해 사이클 수에 따른 최대 인장 응력과 압축 응력의 관계를 Fig. 4-6과 Fig. 4-7에 각각 나타내었다.

고온 900℃ 환경에서의 Alloy 617의 반복 응력 반응 거동은 모재와 용접재의 경우 모두 모든 전변형률 범위에서 수명의 전 범위에 걸쳐 점진적인 반복 연화 거동을 보였다. 또한 용접재에서의 반복 응력 반응 거동에 비해 모재의 반복 응력 반응 거동이 더 안정적이라는 것을 확인할 수 있으며 용접재의 경우 반복 연화 거동으로 인한 응력 감소폭이 더 크게 나타나는 경향을 확인할 수 있었다.

한편, 최대/최소 응력(peak/valley stress)의 경우 용접재의 결과에서 전변형률 범위가 증가함에 따라 증가하는 경향을 보였다. 이에 반해 모재의 경우에는 전변형률 범위가 증가할수록 더 낮은 최대 응력값을 나타내었다. 이는 Fig. 4-8에서 보이는 바와 같이 연성의 성질을 가지는 모재에서 첫 사이클 때 initial stress drop이 발생했기 때문으로 판단된다. Fig. 4-8은 각각 전변형률 범위 0.6%와 1.5%에서의 첫 사이클에서의 히스테리시스 루프 곡선을 그린 것으로 전변형률 0.6%의 경우보다 전변형률 1.5%에서의 경우에 initial stress drop이 더 크게 발생하여 보다 낮은 최대 응력값이 나타남을 확인할 수 있었다. 이 차이는 고온 900℃의 환경으로 인해 발생한 크리프 효과가 보다 높은 전변형률 범위에서 크게 발생했기 때문이라 판단된다. 계속해서 Fig. 4-9는 전변형률 범위 1.5%일 때의 첫 번째, 50번째, 그리고 그 사이의 안정화된 사이클일 때의 히스테리시스 루프 곡선을 그린 것이다. 첫

번째 사이클에서만 initial stress drop이 발생했다는 것을 잘 확인할 수 있고 이후 사이클이 진행될수록 응력이 감소함을 확인할 수 있다.

Fig. 4-10은 모재와 용접재의 반복 응력 반응 거동에 대해 비교하고자 Fig. 4-6과 Fig. 4-7에서 같은 전변형률 범위 조건에서의 모재와 용접재의 최대/최소 응력을 사이클 수에 따라 각각 나타낸 것이다.

모든 전변형률 범위 조건에서 동일하게 용접재의 응력 피크치가 모재의 경우보다 높다는 것을 확인할 수 있으며 이후 사이클이 진행될수록 모재에 비해 용접재의 반복 연화 거동이 더 확연하게 나타나 응력 피크치의 감소폭이 더 크게 발생한 것을 알 수 있었다. 따라서 전변형률 범위 1.2%, 1.5%에서 초기 사이클에서부터 반수명일 때 사이클까지의 응력 피크치의 경우 모재보다 용접재에서 더 크게 나타났지만 전변형률 범위 0.6%의 경우엔 초기 사이클에서는 용접재의 응력 피크치가 모재보다 크게 나타났으나 반수명에서는 모재가 더 큰 것을 확인할 수 있었다.

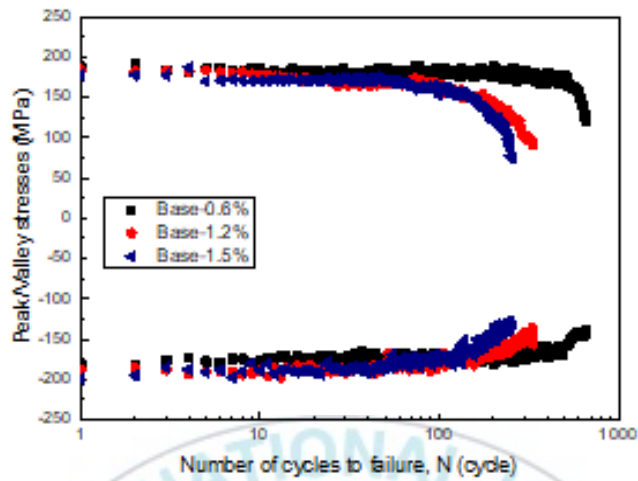


Fig. 4-6 Peak tensile and compressive stresses of all total strain range conditions for base metal

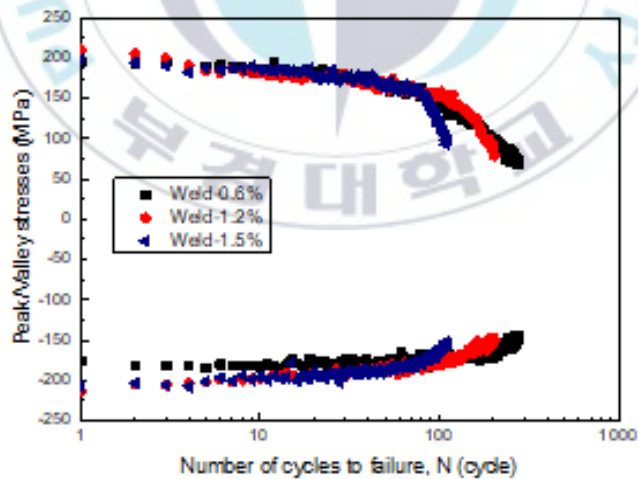


Fig. 4-7 Peak tensile and compressive stresses of all total strain range conditions for weldment

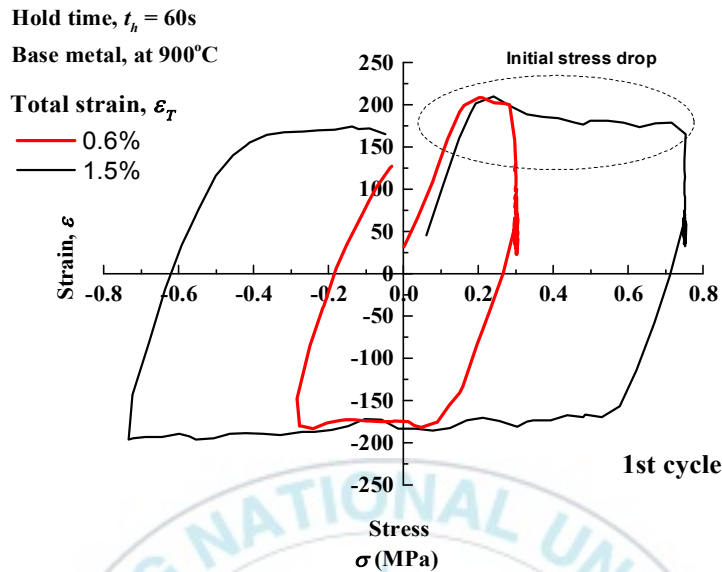


Fig. 4-8 Comparison of initial stress drop state during first cycle for 0.6% and 1.5% total strain range

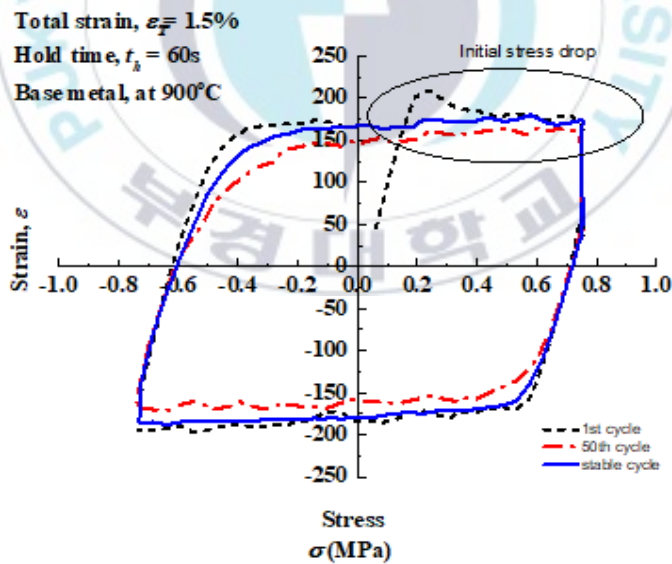
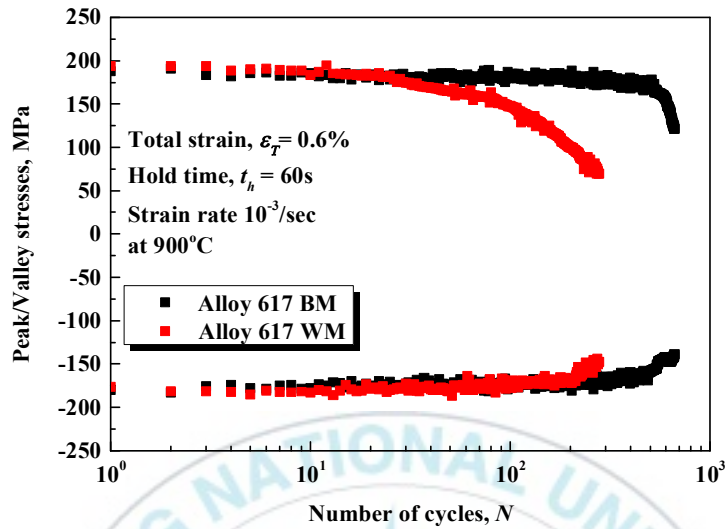
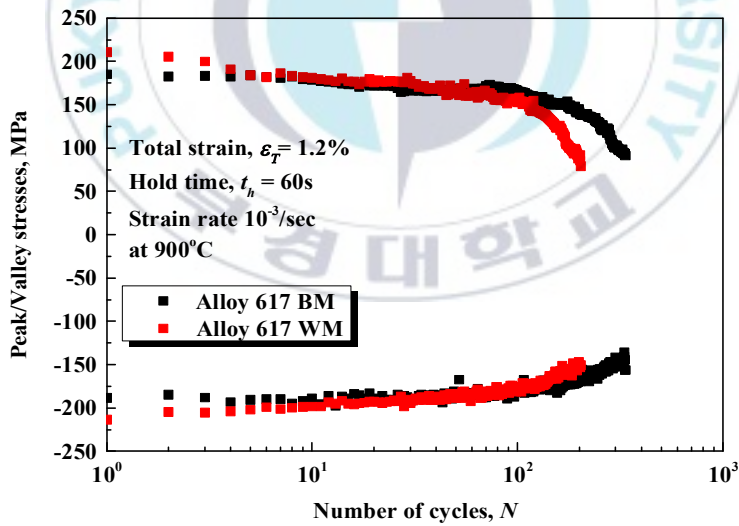


Fig. 4-9 Hysteresis loop curves of Alloy 617 BM for selected cycles, total strain range of 1.5%

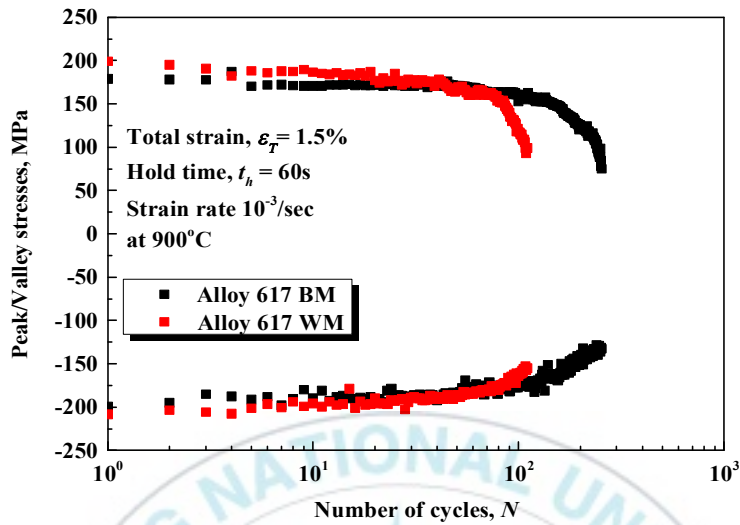


a) Total Strain = 0.6%



b) Total Strain = 1.2%

Fig. 4-10 Peak tensile and compressive stresses as a function of cycle for each total strain range conditions (*continued*)



c) Total Strain = 1.5%

Fig. 4-10 Peak tensile and compressive stresses as a function of cycle for each total strain range conditions

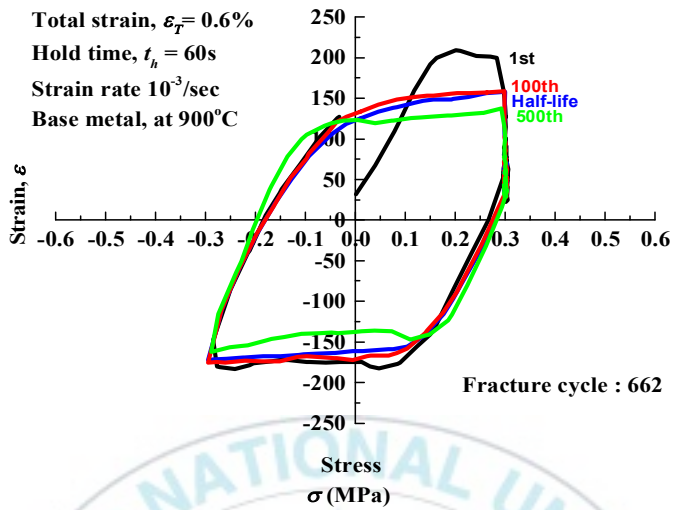
Fig. 4-11(a)는 전변형률 범위 0.6%에서 모재 시험 데이터의 첫 번째 사이클, 100번째 사이클, 하프 사이클, 그리고 500번째 사이클 때의 히스테리시스 루프 곡선을 나타낸 것이고 Fig. 4-11(b)는 전변형률 범위 0.6%에서 용접재 시험 데이터의 첫 번째 사이클, 50번째 사이클, 하프 사이클, 그리고 260번째 사이클 때의 히스테리시스 루프 곡선을 나타낸 것이다. 즉, Fig. 4-11은 일정 전변형률 범위에서 사이클이 진행됨에 따른 모재와 용접재의 히스테리시스 루프 곡선의 변화를 나타낸다. 모재와 용접재 모두 첫 번째 사이클에서 응력 피크치가 가장 크게 나타났고 이후 사이클이 진행됨에 따라 응력 피크치가 감소하는 경향을 확인할 수 있다.

이어서 각 전변형률 범위 조건에 따른 히스테리시스 루프 곡선의 거동을 비교하기 위해 Fig. 4-12(a)는 각 전변형률 범위 조건에서 최종 파단 사이클을 기준으로 반수명에서의 모재 시험 데이터의 히스테리시스 루프 곡선을 그린 것이고 Fig. 4-12(b)는 각 전변형률 범위에서 반수명에서의 용접재 시험 데이터의 히스테리시스 루프 곡선을 나타낸 것이다. 반수명에서의 히스테리시스 루프 곡선은 하프 사이클에 해당되는 한 사이클 동안의 면적 요소성 에너지를 뜻하는 것으로 재료에 가해진 소성 변형을 나타낸다. 따라서 모재와 용접재의 히스테리시스 루프 곡선의 경우 모두 전변형률 범위가 증가함에 따라 전변형률 대비 소성 변형의 비가 증가하는 것을 알 수 있다.

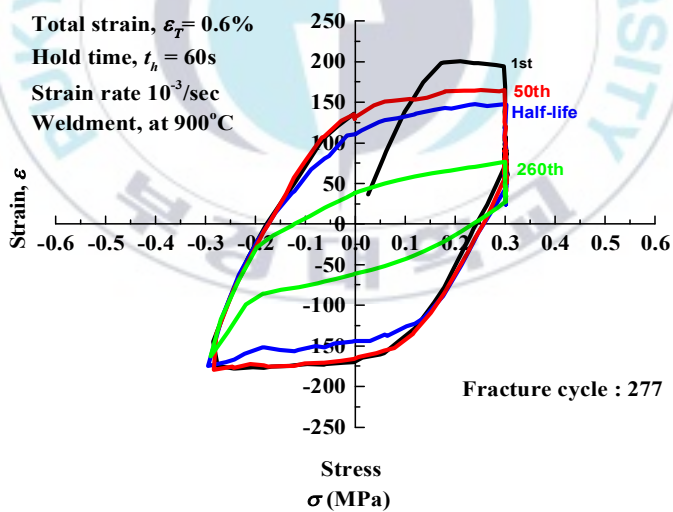
또한, Alloy 617 모재와 용접재의 히스테리시스 루프 거동을 서로 비교해보고자 Fig. 4-13에서 동일 전변형률 범위일 때 반수명에서의 히스테리시스 루프를 각각 나타내었다. 전변형률 범위 조건이 0.6%인 Fig. 4-13(a)의 히스테리시스 루프에서 앞선 Fig. 4-10(a)의 결과에서처럼 용접재가 모재보다 더 낮은 응력 피크치를 나타내며 이에 따라 소성 변형량 역시 모재에 비해 용접재가 더 낮은 것을 알 수 있었다. 그러나 전변형률 범위 조건이 높을수록 용접재가 모재보다 응력 피크치 및 소성 변형이 더 큰 것을 확

인할 수 있었다. 본 실험은 인장 최대 변형률일 때 유지 시간을 가하는 크리프-피로 시험이다. 그렇기 때문에 Fig. 4-11 및 Fig. 4-12, Fig. 4-13에서 처럼 각 사이클마다 1분간 유지 시간을 가했을 때 인장 변형률이 일정하게 유지되는 인장 유지 시간동안 응력이 감소하는 응력 이완 현상이 발생하는 것을 확인할 수 있다. 이후의 절에서 응력 이완 현상이 발생하는 동안의 최대 응력의 변화를 설명하고자 한다.



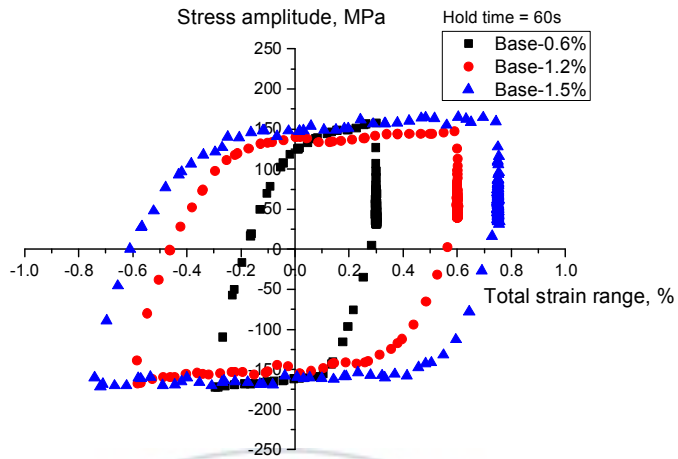


a) Base metal

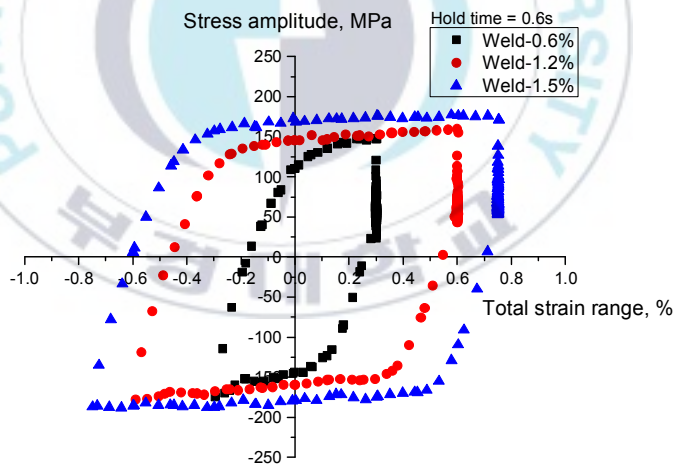


b) Weldment

Fig. 4-11 Hysteresis loop curves of Alloy 617 BM and WM for selected cycles, total strain range of 0.6%

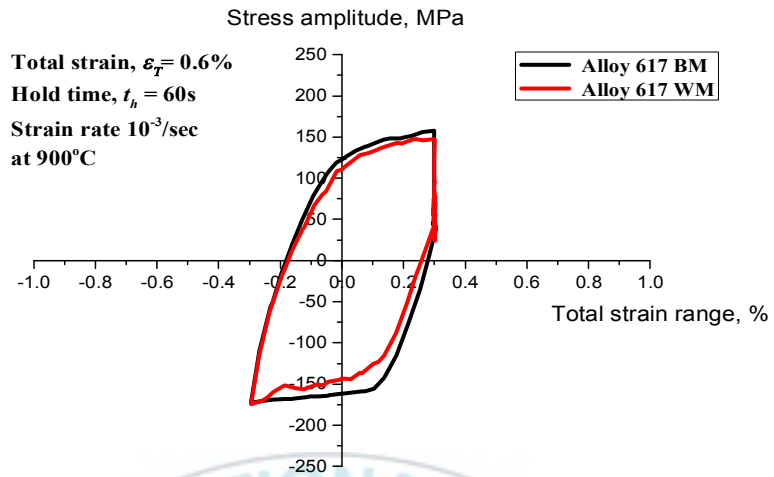


a) Base Metal

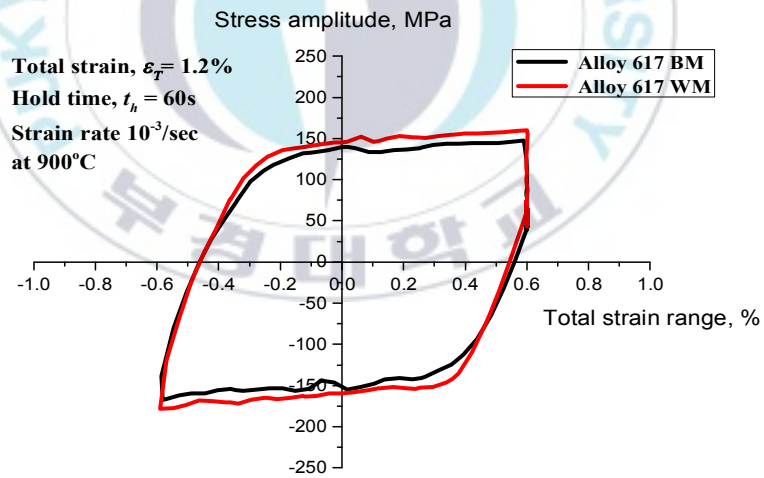


b) Weldment

Fig. 4-12 Hysteresis loop curves of all total strain range conditions at half-life cycle

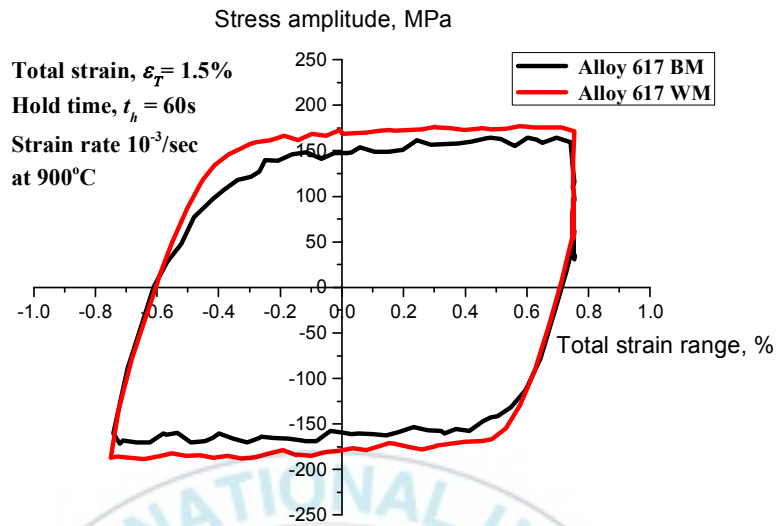


a) Total Strain = 0.6%



b) Total Strain = 1.2%

Fig. 4-13 Hysteresis loop curves for each total strain range conditions
 at half-life cycle (*continued*)



b) Total Strain = 1.5%

Fig. 4-13 Hysteresis loop curves for each total strain range conditions
 at half-life cycle

4.2.2 유지 시간에 따른 영향

Fig. 4-14와 Fig. 4-15는 고온에서의 Alloy 617의 반복 응력 반응 거동에 대해 유지 시간에 따른 영향을 고찰하고자 900℃에서 전변형률 범위 0.6% 일 때 Alloy 617 모재와 용접재의 각 유지 시간 조건에서의 사이클 수에 따른 최대 인장 응력과 압축 응력의 관계를 나타낸 그래프이다.

크리프-피로 실험에 의한 유지 시간 1분, 3분, 그리고 5분일 때의 시험 데이터뿐만 아니라 유지 시간이 없는 기존의 저사이클 피로 시험 데이터 결과를 첨부해 비교 분석하였다.⁽³¹⁾ 우선 Fig. 4-14에서 모재의 경우 유지 시간이 길어질수록 최대 인장/압축 응력이 감소하는 결과를 보였다. 또한 유지 시간이 없는 저사이클 피로 시험의 최대 응력값이 크리프-피로 시험에서의 최대 응력값보다 역시 크다는 것을 확인할 수 있었다.

반복 응력 반응 거동의 경우 저사이클 피로 시험 결과와 크리프-피로 시험 결과에서 모두 수명의 전 범위에 걸쳐 점진적인 연화 영역을 나타내는 반복 응력 반응 거동을 확인할 수 있었다. 이어서 Fig. 4-15에서 용접재의 경우 역시 모재와 마찬가지로 유지시간이 길어질수록 최대 응력값이 감소하는 경향을 보였다. 그리고 유지시간 3분 이후의 최대 응력값은 모재의 결과와 유사하게 근소한 차이를 나타냈다. 용접재의 반복 응력 반응 거동 역시 모재와 동일하게 저사이클 피로 시험 결과와 크리프-피로 시험 결과 모두 수명의 전 범위에 걸쳐 반복 연화하는 거동을 확인할 수 있었다.

또한, Fig. 4-16에서처럼 동일한 유지 시간 조건에서의 모재와 용접재의 사이클 수에 따른 최대 인장/압축 응력을 비교해보았을 때 유지 시간 1분에서의 경우를 제외한 유지 시간 3분, 5분에서의 경우 용접재가 모재보다 더 높은 응력 피크치 및 반복 연화 거동을 나타낸다. 이에 비해 유지 시간 1분에서의 경우에는 역시 용접재가 더 큰 반복 연화 거동을 보이며 초기 사이클에서 더 큰 응력 피크치를 보였지만 사이클이 진행될수록 용접재가 더 큰 응력 감소를 보이며 결국 반수명 이후에서의 응력 피크치는 모재가 용접재보다 큰 값을 가지는 것을 확인할 수 있었다.

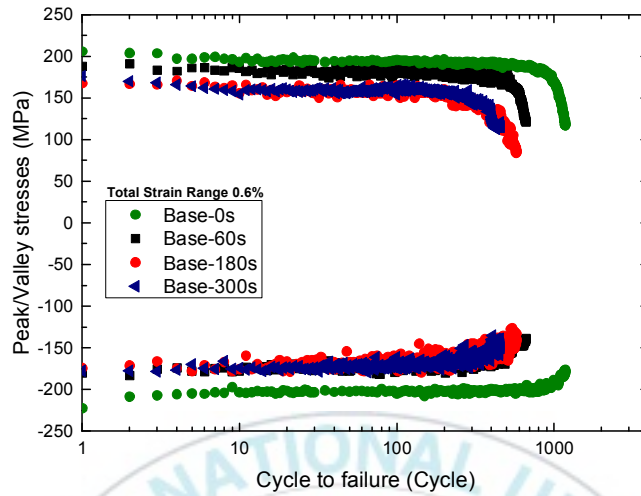


Fig. 4-14 Peak tensile and compressive stresses of all hold time conditions for base metal

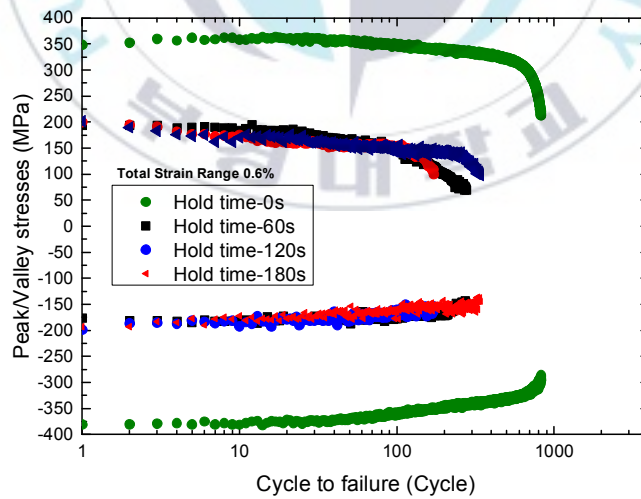
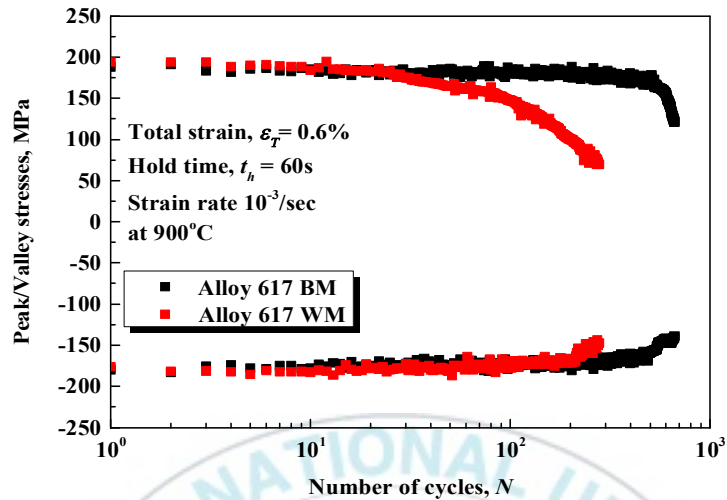
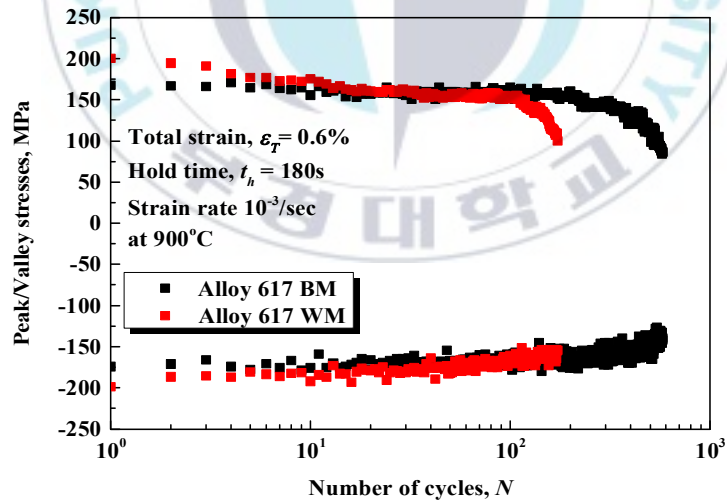


Fig. 4-15 Peak tensile and compressive stresses of all hold time conditions for weldment

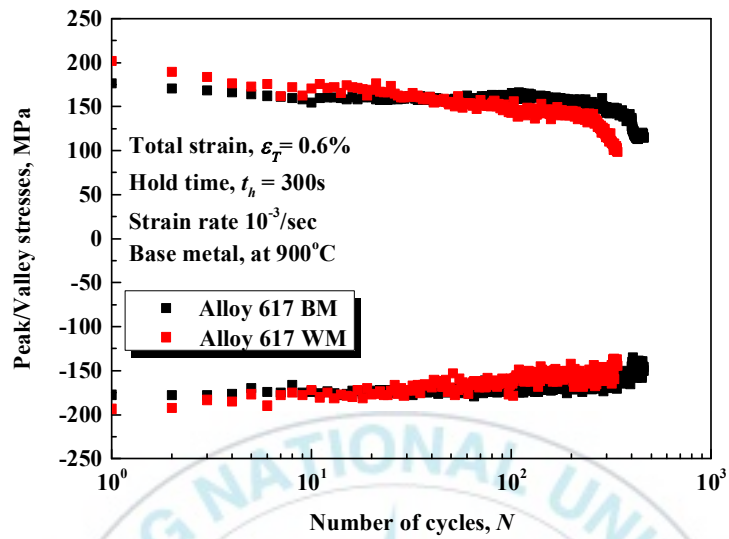


a) Hold time = 60s



b) Hold time = 180s

Fig. 4-16 Peak tensile and compressive stresses as a function of cycle for each hold time conditions (*continued*)



c) Hold time = 300s

Fig. 4-16 Peak tensile and compressive stresses as a function of cycle for each hold time conditions

인장 최대 변형률일 때 유지 시간을 가하면 Fig. 4-17에서의 크리프-피로 시험의 히스테리시스 루프 곡선처럼 응력 이완 현상이 나타난다.

Fig. 4-17은 크리프-피로 시험에서 유지 시간에 대한 영향에 대해 분석하고자 전변형률 범위 조건이 동일할 때, 유지 시간을 주지 않았을 때와 유지 시간을 줬을 때의 히스테리시스 루프 곡선을 같은 그래프상에 나타내어서로 비교한 것이다.

즉, 고온 900℃ 환경에서 전변형률 범위 조건이 1.5%로 동일할 때 반수명에서 유지 시간이 없는 저사이클 피로 시험 데이터의 히스테리시스 루프 곡선과 최대 인장 변형률 상태에서 1분의 유지 시간을 준 크리프-피로 시험 데이터의 히스테리시스 루프 곡선을 각각 그린 것이다.

그림에서 볼 수 있듯이 저사이클 피로 시험 데이터의 히스테리시스 루프 곡선에서의 최대 인장/압축 응력이 크리프-피로의 히스테리시스 루프 곡선상의 최대 인장/압축 응력보다 크게 나타났다. 그리고 크리프-피로 시험 데이터의 히스테리시스 루프 곡선상에서 유지 시간동안 발생한 응력 이완 현상으로 인해 유지 시간동안 탄성 변형 영역의 일부가 소성 변형으로 전환되는 것을 확인할 수 있었다. 이 때 발생한 소성 변형(크리프 변형)의 영향으로 인해 Fig. 4-3과 같이 크리프-피로 파단 수명이 저사이클 피로에 의한 파단 수명보다 더 짧은 결과를 나타내는 것이라 판단된다.

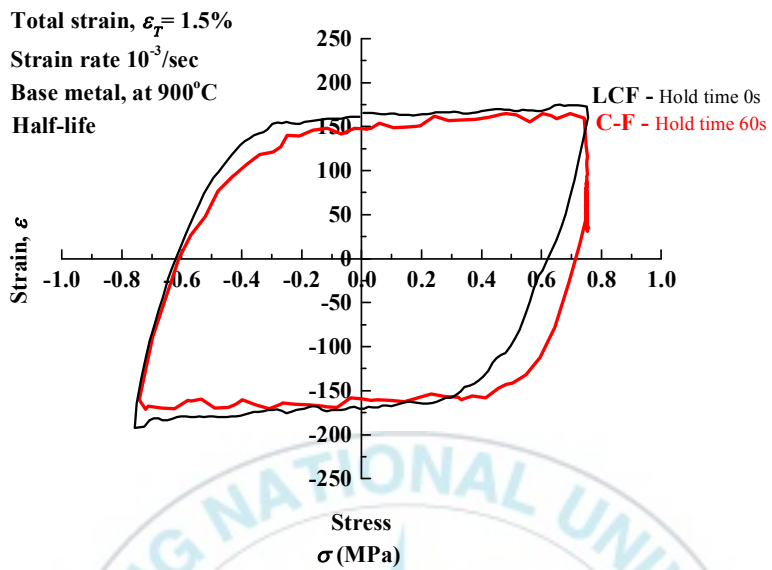


Fig. 4-17 Comparison of low cycle fatigue and creep-fatigue hysteresis loop curves

4.2.3 응력 이완(Stress relaxation) 거동

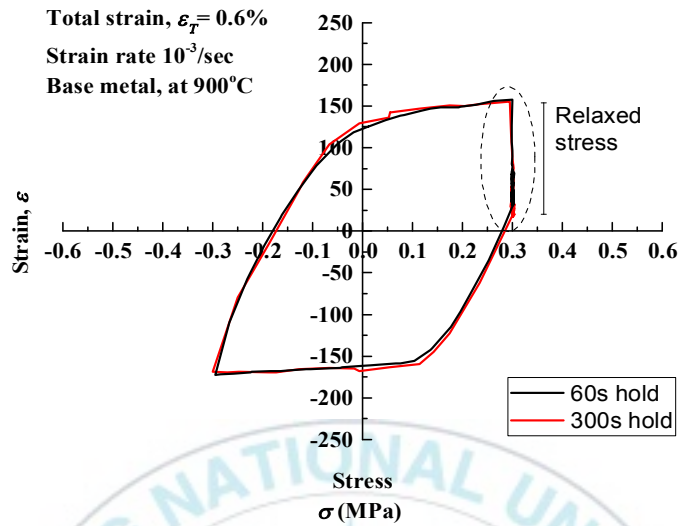
본 크리프-피로 시험에서는 최대 인장 변형률이 일정하게 유지되는 인장 유지 시간동안에 응력이 감소하는 응력 이완 현상이 발생하며 이를 Fig. 4-18처럼 히스테리시스 루프 곡선을 통해 잘 확인할 수 있다. 응력 이완 거동은 인장 유지 초기에 급격히 발생하였다가 점차 완만하게 감소하는 형태를 나타낸다. 이러한 응력 이완 현상은 결정 내부의 회복 과정에 의한 것으로 인장 유지시간동안 크리프 메카니즘이 작용하여 전위 셀의 재배열 및 전위 밀도의 감소, subgrain 및 석출입자의 조대화 등이 복합적으로 발생하면서 가공 경화보다는 회복이 더 지배하기 때문이다.⁽³⁴⁾

Fig. 4-19은 반수명에서의 인장 유지 시간동안에 발생하는 응력 이완 현상을 시간의 경과에 따른 응력 이완 거동으로 나타낸 그래프이다. 모재와 용접재의 경우 모두 응력의 감소폭이 초기에 급격히 나타났다가 90초를 기준으로 완만하게 감소하는 형태를 나타내고 있다. 이를 유지 시간대별로 봤을 때 유지 시간이 1분일 때의 응력 이완 거동은 응력의 감소가 급격히 나타나는 형태만을 보여주고 있으며 유지 시간 3분과 5분 일 때의 경우에는 90초 이후 응력 감소폭이 완만하게 이완되어 변화가 거의 없는 상태로 유지 시간의 마지막까지 유지되는 형상을 보여준다. 따라서 Alloy 617의 크리프-피로 시험에서 크리프 효과는 유지 시간 90초 이후부터 더 크게 나타나며 유지 시간이 길어질수록 더 두드러지게 나타남을 알 수 있다. 이에 대한 바는 히스테리시스 루프 곡선을 통해서도 확인할 수 있다. Fig. 4-18은 동일한 전변형률 범위 0.6%에서 반수명일 때의 각각 다른 유지 시간 1분과 5분에서의 히스테리시스 루프 곡선을 서로 비교한 것이다. 더 자세히는 히스테리시스 루프 곡선 상의 응력 이완 거동을 서로 비교 분석해보고자 하였다. Fig. 4-18(b)는 응력 이완 거동이 나타나는 구간을 확대한 것으로 유지 시간 5분에서의 응력 이완 거동이 유지 시간 1분에서의 거동보다 더 긴 유지

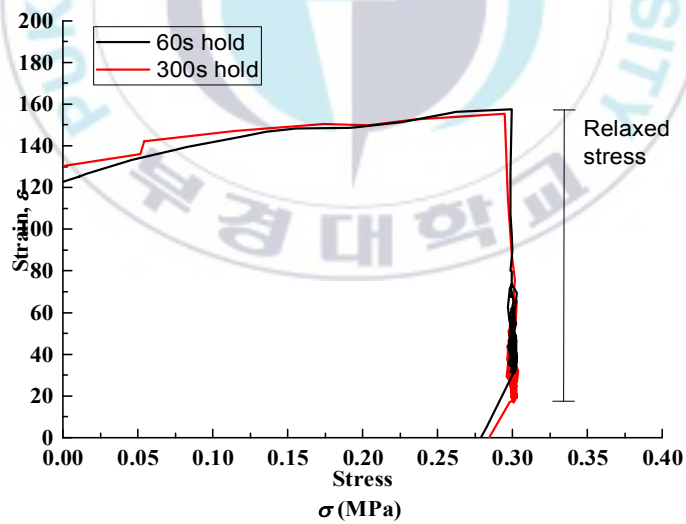
시간동안 더 큰 응력 감소폭을 나타내고 있다. 이러한 결과들은 Fig. 4-3에서 유지 시간이 길어질수록 파단 수명은 감소한다는 사실을 잘 뒷받침해주고 있다. 또한 크리프-피로 시험간의 수명 차이보다 저사이클 피로 시험과 크리프-피로 시험 사이의 파단 수명 차이가 크리프의 영향으로 인해 상대적으로 많이 나는 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 4-20은 모재와 용접재의 반수명에서 각 전변형률 범위에 따른 유지 시간동안에 나타나는 응력 이완 거동을 나타낸 그래프이다. 역시 인장 유지 시간 초기에 급격한 응력 감소를 보이다 점차 완만하게 감소하는 형태의 응력 이완 거동을 잘 보여주고 있다.



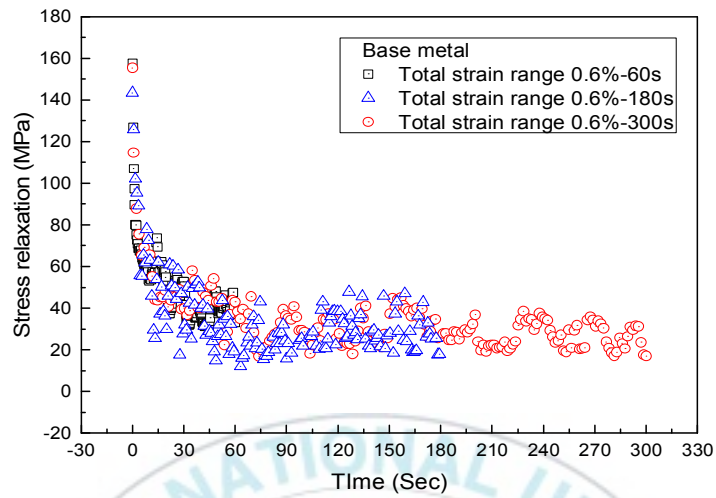


a) Overall shape of the hysteresis loop

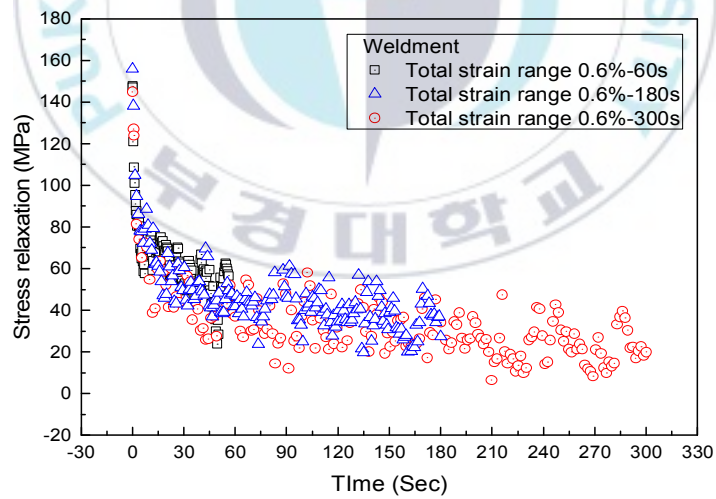


b) Expanded relax region

Fig. 4-18 Comparison of stress relaxation behavior on hysteresis loop curves

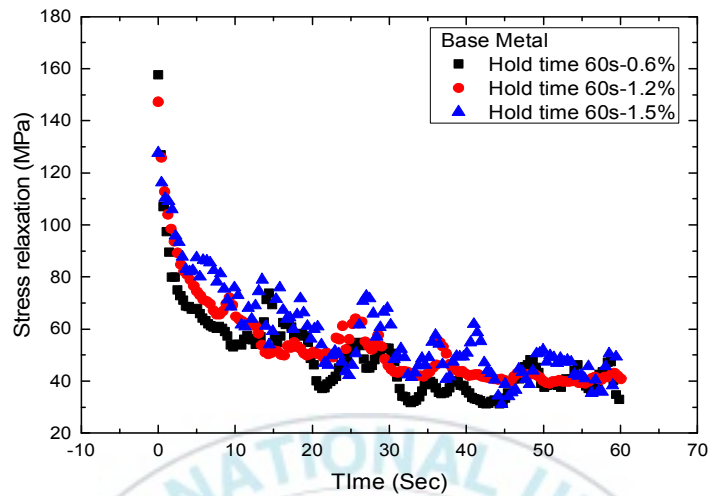


a) Base Metal

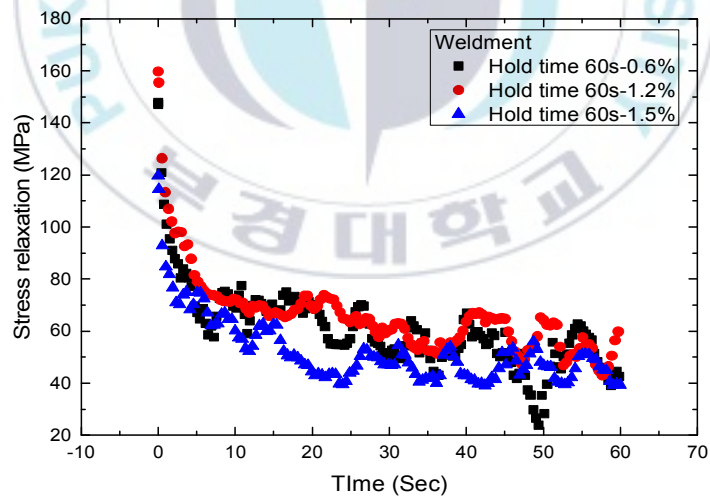


b) Weldment

Fig. 4-19 Stress relaxation behavior of all hold time conditions at half-life cycle



a) Base Metal



b) Weldment

Fig. 4-20 Stress relaxation behavior of all total strain range conditions at half-life cycle

4.3 크리프-피로의 파면 해석

실험 후의 시험편 파괴 양상을 Fig. 4-21에 나타내었다. Alloy 617 모재의 경우 모두 gage length 범위 내에서 파단됐으며 용접재의 경우 모두 용접 영역 내에서 파단 및 균열이 발생했다. 또한 그림에서 알 수 있듯이, 거시적 관점에서 모재 및 용접재, 모든 실험의 파단면 형태는 하중 축 방향에 대해 웨지(wedge) 형태의 파괴가 발생하였다.



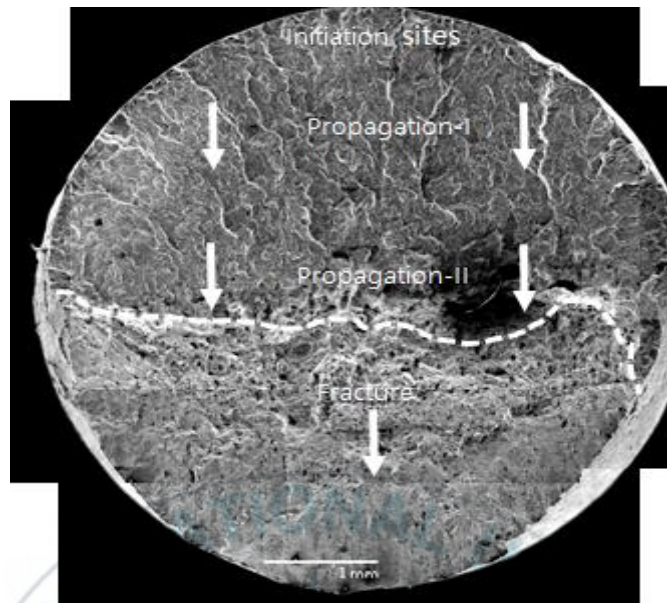
Fig. 4-21 Creep-fatigue fracture surface of Alloy 617 at 900°C

계속해서 SEM(Scanning Electron Microscopy)를 이용한 모재와 용접재의 미세조직을 전변형률 범위 0.6%일 때 유지 시간 1분 조건, 전변형률 범위 1.5%일 때 유지 시간 1분 조건, 전변형률 범위 0.6%일 때 유지 시간 5분 조건의 시험편에 대해 관찰하였다. 즉, 동일 유지 시간 조건일 때 전변형률 범위 조건의 차이에 따른 파단 성질, 또는 동일 전변형률 범위 조건일 때 유지 시간차에 따른 파단 성질을 비교하며 분석하고자 했다. SEM 촬영은 균열 발생(Crack initiation), 균열전파(Crack Propagation), 그리고 최종 파단(Final Fracture)의 세 구역으로 구분하고, 각각의 구역에 대한 파단 성질을 파악하는데 중점을 두었다.

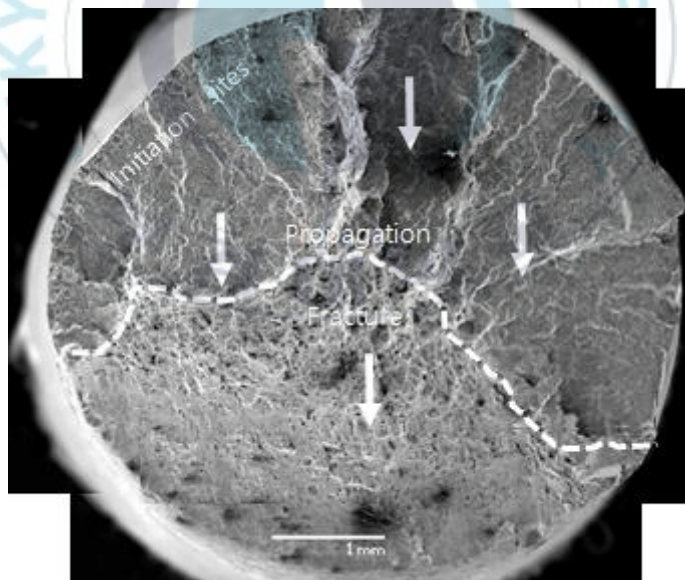
본 실험에 사용된 Alloy 617 재료의 파괴 거동을 파악하기 위해서 Fig. 4-22는 모재의 파단면을 전체적으로 관찰한 것이고 Fig. 4-23과 Fig. 4-24는 전변형률 범위 0.6%일 때 각각 유지 시간 1분과 5분에서의 모재 시험편 파단면을 균열 발생, 균열 전파, 최종 파단 영역으로 확대 분류하여 관찰한 것이다. 또한, Fig. 4-25는 용접재의 파단면을 전체적으로 관찰한 것이며 Fig. 4-26 및 Fig. 4-27은 동일 전변형률 범위 0.6%일 때 각각 유지 시간 1분과 5분에서의 용접재 시험편 파단면을 세 구역으로 확대하여 관찰한 것이다. 우선 유지 시간 1분으로 동일할 때 전변형률 범위 0.6%와 1.5%조건에서의 모재 파단면을 서로 비교해봤을 때 보다 큰 전변형률 범위 1.5%에서 상대적으로 평평한 파단면 형상이 관찰되는 0.6% 조건에 비해 많은 벽개 파단면이 관찰됨을 알 수 있다. 이는 높은 전변형률 범위에 의한 소성 변형이 보다 크게 나타나 입내 파괴 형태의 균열 전파가 이루어졌기 때문으로 보인다. 또한 전변형률 범위가 0.6%로 동일할 때 유지 시간 1분과 5분일 때의 모재 파단면을 비교해봤을 때 1분에서의 경우 입내 파괴의 균열 진전 양상을 보이는 반면에 5분에서의 경우 긴 유지 시간으로 인한 크리프 데미지에 의해 입계 파괴의 균열 진전 양상이 주로 관찰되었다.

이에 대한 바는 Fig. 4-23 및 Fig. 4-24에서 자세히 확인할 수 있다. Fig. 4-23에서 전변형률 범위 0.6%, 유지 시간 1분일 때 모재 파단면의 균열 발생 영역에서 스트라이에이션(Striation)이 관측됐으며, 균열 전파 영역에서 입내 파괴의 형태로 균열이 주로 전파되는 양상을 확인할 수 있었다. 이에 비해 동일 전변형률 범위, 유지 시간 5분일 때의 모재 파단면에서는 Fig. 4-24(b)와 같이 입계 파괴 형태의 균열 전파 양상이 빈번하게 관찰되었다.

또한 두 조건에서의 파단면 모두 최종 파단 영역에서 딥플 파괴가 발생했음을 확인할 수 있었다. 계속해서 용접재의 파단면을 살펴보면, Fig. 4-25(a)에서 전변형률 범위 0.6%, 유지 시간 1분에서의 파단면은 앞선 동일한 조건에서의 모재 파단면이 평평한 형태의 파단면을 보인 반면에 전단 형태의 파단이 중간에서 발생했음을 확인할 수 있었다. 이는 크리프-피로 과정에서 용접재의 높은 강도와 취성의 성질 때문에 전단형의 하중이 가해졌기 때문으로 판단된다. 균열 발생 및 전파과정에서 입내 파괴의 파단 양상이 주로 관측됐으며 이는 Fig. 4-26(b)에서 잘 나타나고 있다. 또한 Fig. 4-27(b)에서 역시 보다 긴 유지 시간 조건에서 입계 파괴의 파단 양상이 빈번히 관찰되었다. 유지 시간 5분에서의 용접재 파단면에서는 균열 발생 과정에서 Slip 균열이 발생했으며 균열이 전파되는 과정에서 스트라이에이션 역시 관찰되었다.

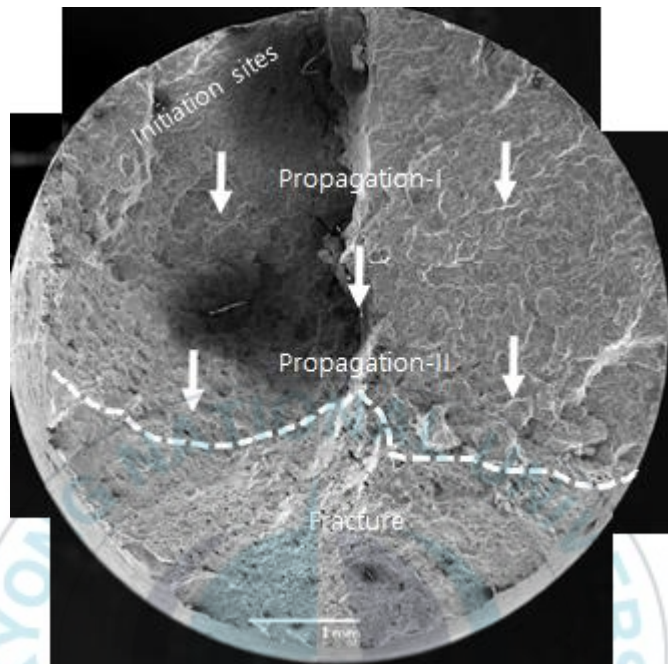


a) Total strain range 0.6% - Hold time 60s



b) Total strain range 1.5% - Hold time 60s

Fig. 4-22 Typical SEM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 BM (*continued*)



c) Total strain range 0.6% - Hold time 300s

Fig. 4-22 Typical SEM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 BM

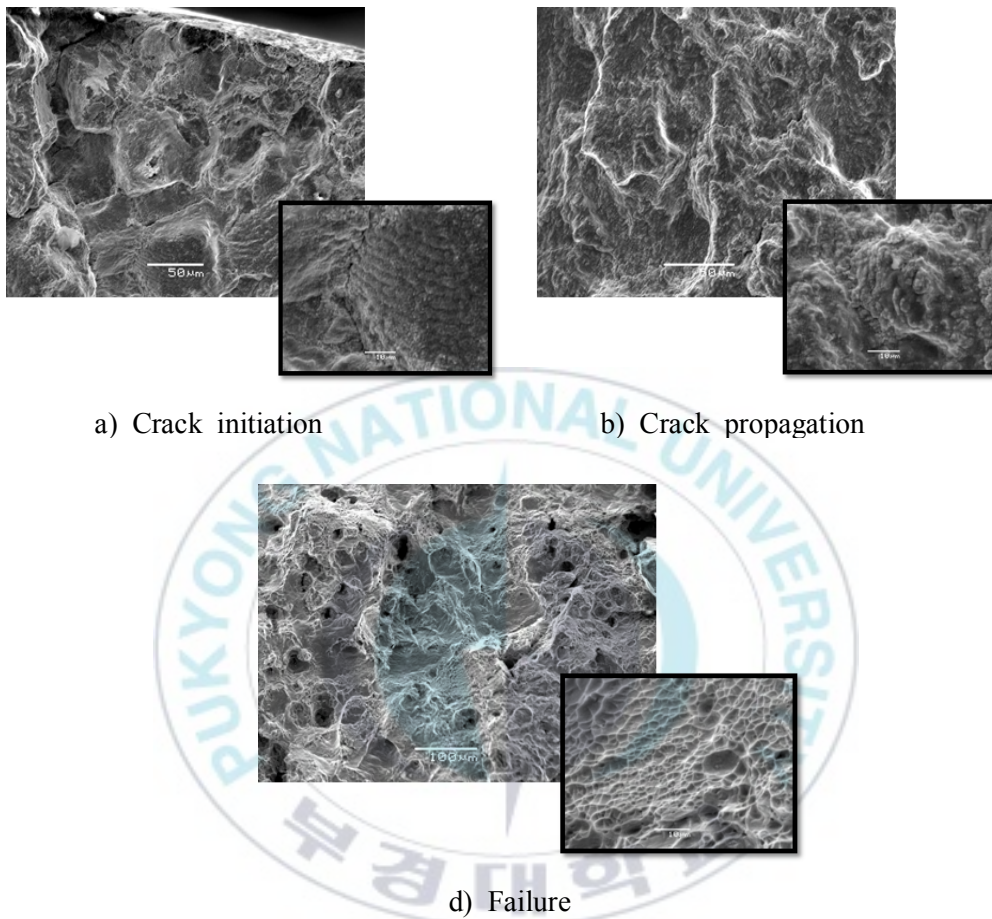
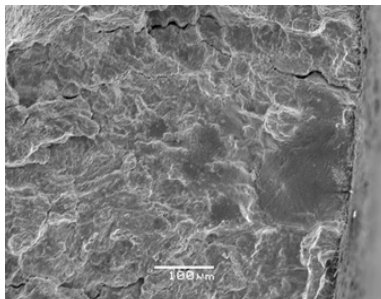
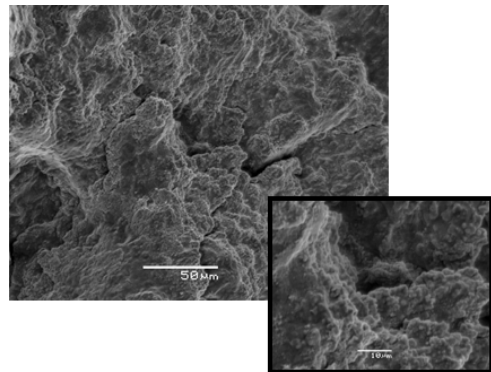


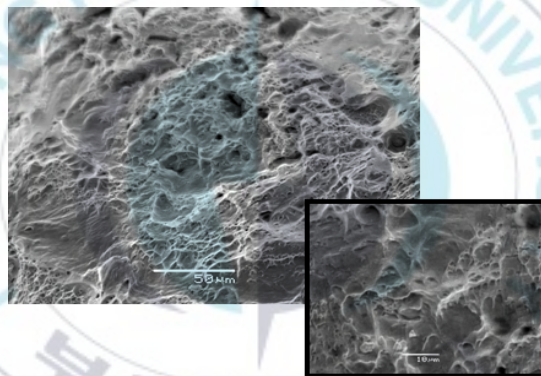
Fig. 4-23 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM
(Total strain range 0.6% - Hold time 60s)



a) Crack initiation

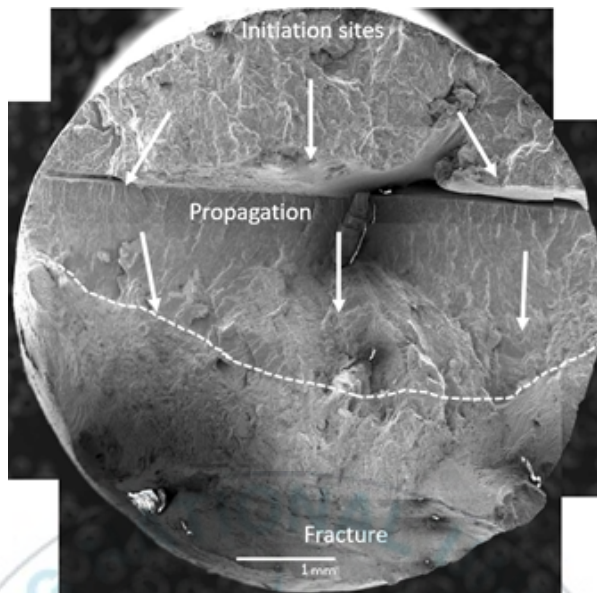


b) Crack propagation

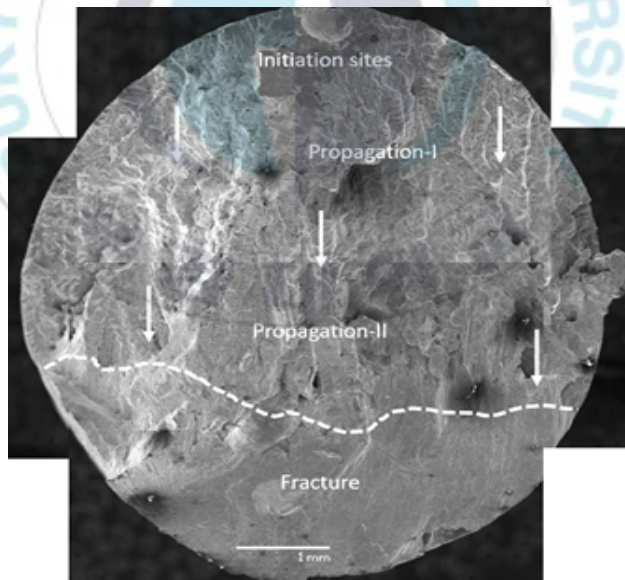


d) Failure

Fig. 4-24 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM
(Total strain range 0.6% - Hold time 300s)

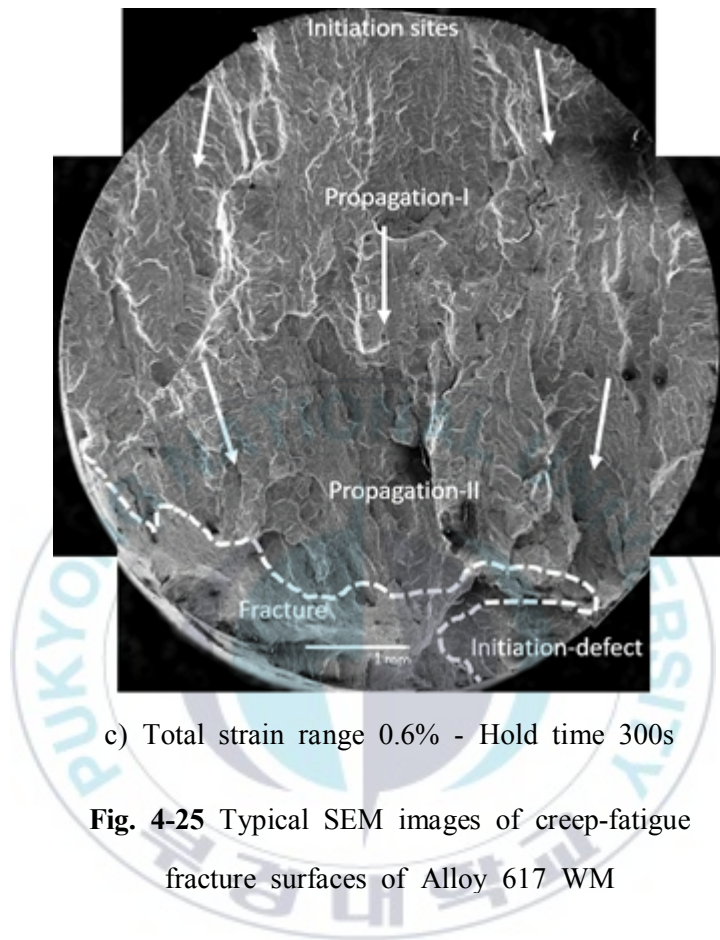


a) Total strain range 0.6% - Hold time 60s



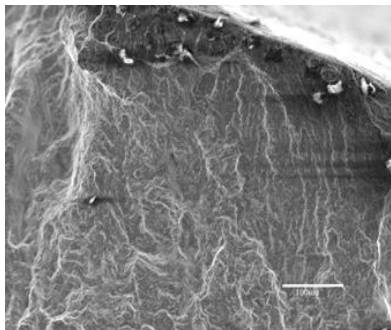
b) Total strain range 1.5% - Hold time 60s

Fig. 4-25 Typical SEM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 WM (*continued*)

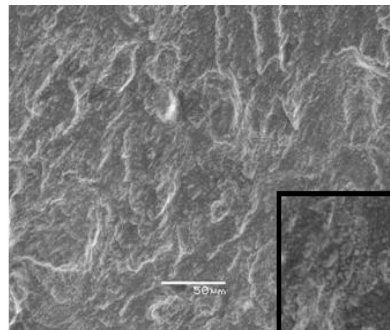


c) Total strain range 0.6% - Hold time 300s

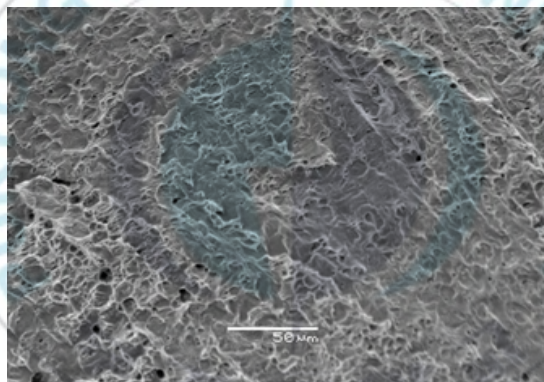
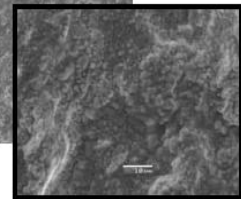
Fig. 4-25 Typical SEM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 WM



a) Crack initiation

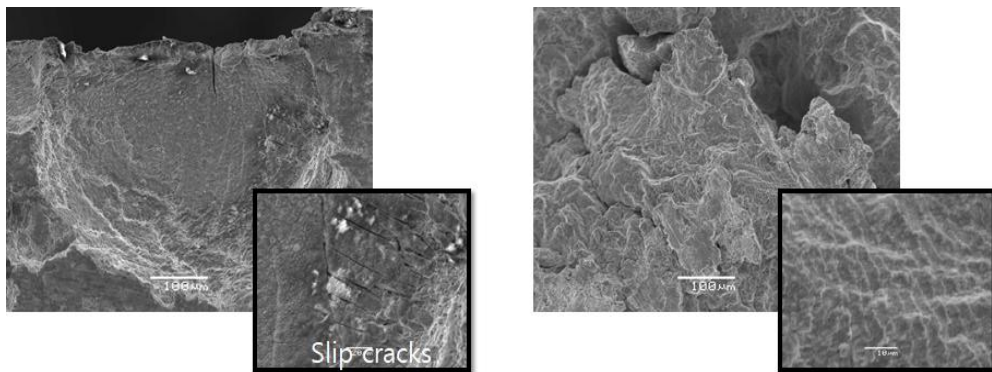


b) Crack propagation



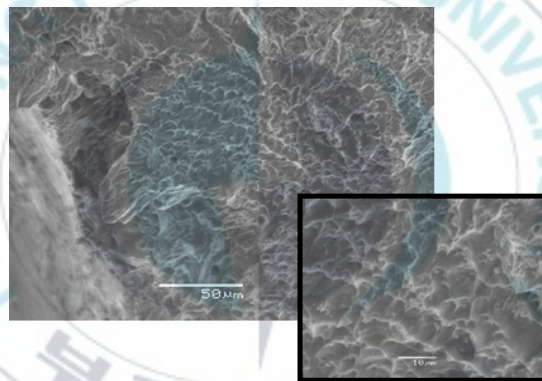
c) Failure

Fig. 4-26 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM
(Total strain range 0.6% - Hold time 60s)



a) Crack initiation

b) Crack propagation



c) Failure

Fig. 4-27 Creep-fatigue fractured appearance of Alloy 617 BM by SEM
(Total strain range 0.6% - Hold time 300s)

한편, 크리프-피로 하중하의 균열 발생과 균열 전파의 메카니즘을 고찰하기 위하여 크리프-피로 시험 후의 파단 시험편을 절단하여 마운팅한 후 염화수소(HCl) 100ml, 에탄올(C_2H_5Oh) 100ml, 염화제2구리($CuCl_2H_2O$) 5g으로 약 1분간의 부식 과정을 거친 후 광학현미경(Optical Microscope, OM)을 이용하여 파단면을 관찰하였다. 관찰한 시편의 실험 조건은 SEM 촬영사진과 동일하게 전변형률 범위 0.6%에서 유지 시간 1분, 전변형률 범위 1.5%에서 유지 시간 1분, 전변형률 범위 1.5%에서 유지 시간 5분이다. Fig. 4-28은 모재 시험편, Fig. 4-29은 용접재 시험편을 관찰한 것이다.

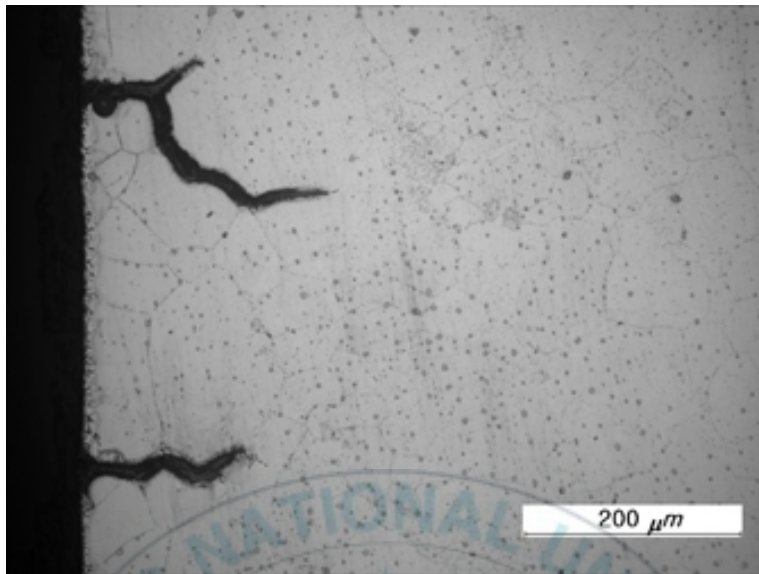
먼저 Fig. 4-28에서 전변형률 범위 0.6%, 유지 시간 1분에서의 모재 파단면의 경우 입계 파괴 형태로 균열이 발생했음을 관찰하였고 전변형률 범위 1.5%에서의 파단면에서는 보다 큰 전변형률 범위의 영향으로 인해 입내 파괴 형태의 균열이 주로 발생하였으며 균열이 발생하여 전파되는 동안 입계 파괴 양상 역시 관찰되었다. 그리고 유지 시간 5분 조건에서의 파단면에는 보다 많은 입계 파괴 형태의 균열 발생 양상이 관찰되었다. 이러한 입계 파괴 형태의 파단 양상에 대해 Fig. 4-28(d)와 같이 오랜 유지 시간의 크리프-피로 과정동안 발생한 크리프 데미지로 크리프 cavity가 생성된 것을 확인할 수 있었으며 이 cavity를 따라 입계 파괴 형태의 파단 양상이 발생했음을 알았다. 또한 크리프 cavity를 둘러싼 산화층 역시 관찰되었는데 900°C에 이르는 고온의 환경에서 발생한 산화 현상이 결정 입계의 약화를 야기하여 이 또한 입계 파괴의 원인이 되었음을 확인할 수 있었다.

Fig. 4-29에서 용접재의 OM 사진에서도 모재와 비슷한 양상을 보이는 것을 알 수 있다. 모재와 비교하여 같은 전변형률 범위 조건들에서 더 큰 소성 변형으로 인해 보다 큰 규모의 입내 파괴 형태의 균열 발생 및 전파 양상이 관찰되었다. Fig. 4-29(c)에서 유지 시간 5분 조건의 용접재 OM 사진의 경우 오랜 유지 시간으로 인해 산화층이 크게 형성된 것을 관찰할 수

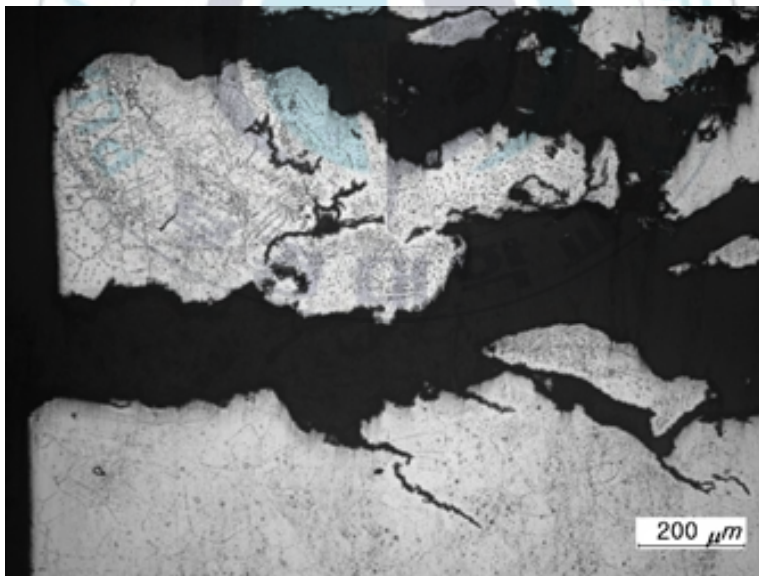
있으며 많은 수의 균열들이 용접재의 덴 드라이브 구조의 경로를 따라 입계 파괴 형태로 발생하여 전파되는 양상을 보였다. 그리고 Fig. 4-29(d)에서 긴 유지 시간 5분의 조건에서는 모재와 동일하게 크리프 cavity가 생성되어 관찰되었다.

지금까지의 고온 900℃에서 Alloy 617의 모재 및 용접재 시편 파단면에서 크리프-피로 과정동안 발생한 크리프 데미지와 고온의 환경으로 인한 산화로 인해 입계 파괴 형태의 균열 발생, 전파 양상이 빈번히 관찰되었다. 그러나 대부분의 파괴 메카니즘 형태는 균열 발생 및 전파 과정에서 피로에 의한 입내 파괴 형태의 파괴 양상이 주가 되는 것을 확인할 수 있었다.



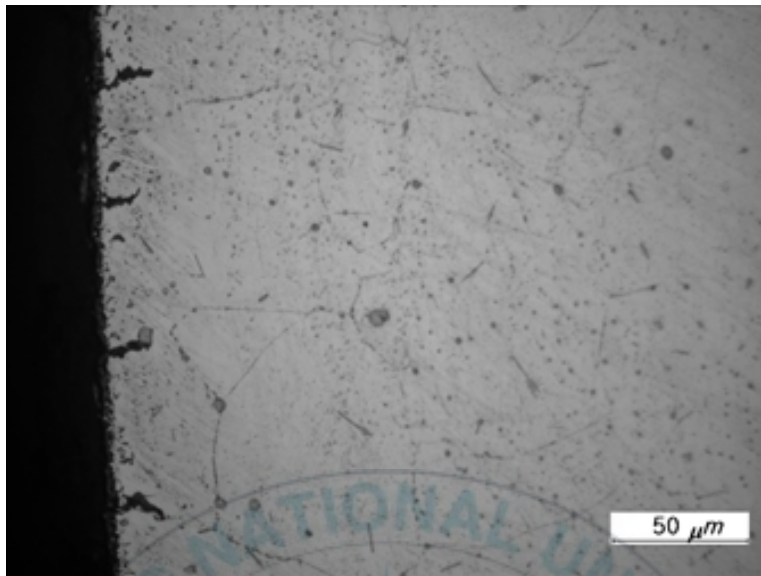


a) Total strain range 0.6% - Hold time 60s

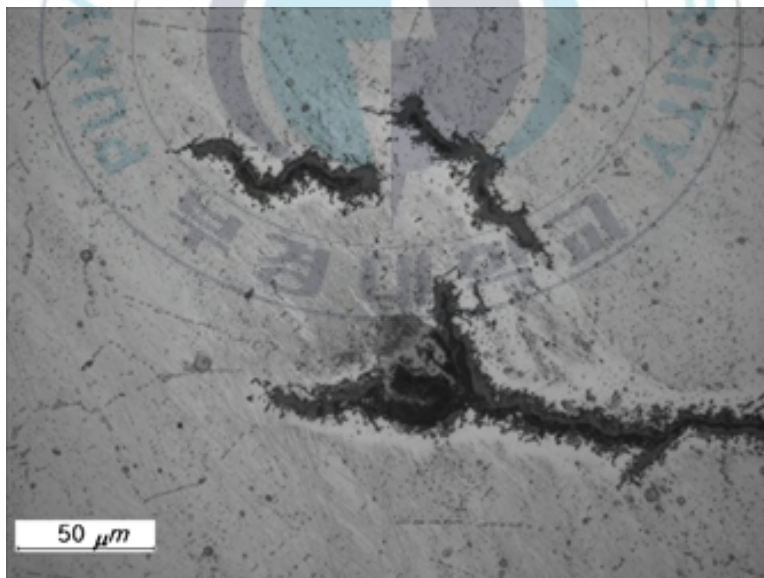


b) Total strain range 1.5% - Hold time 60s

Fig. 4-28 Typical OM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 BM (*continued*)

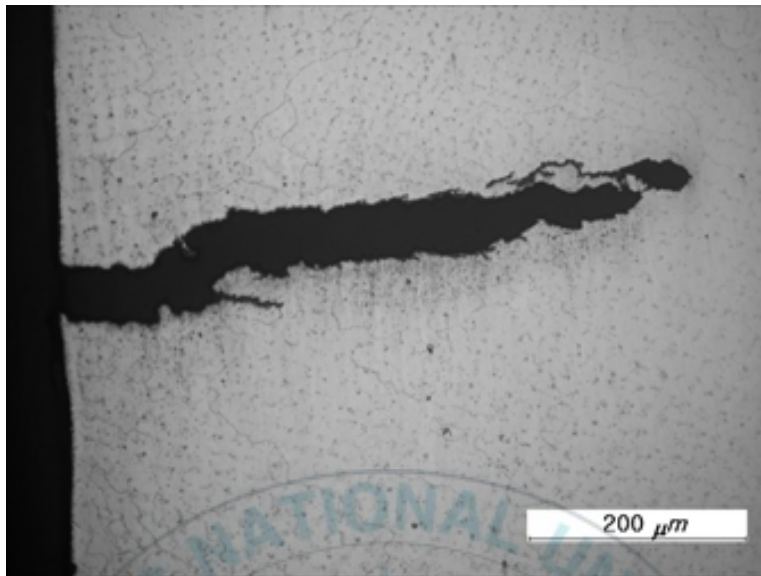


c) Total strain range 0.6% - Hold time 300s (1)



d) Total strain range 0.6% - Hold time 300s (2)

Fig. 4-28 Typical OM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 BM



a) Total strain range 0.6% - Hold time 60s

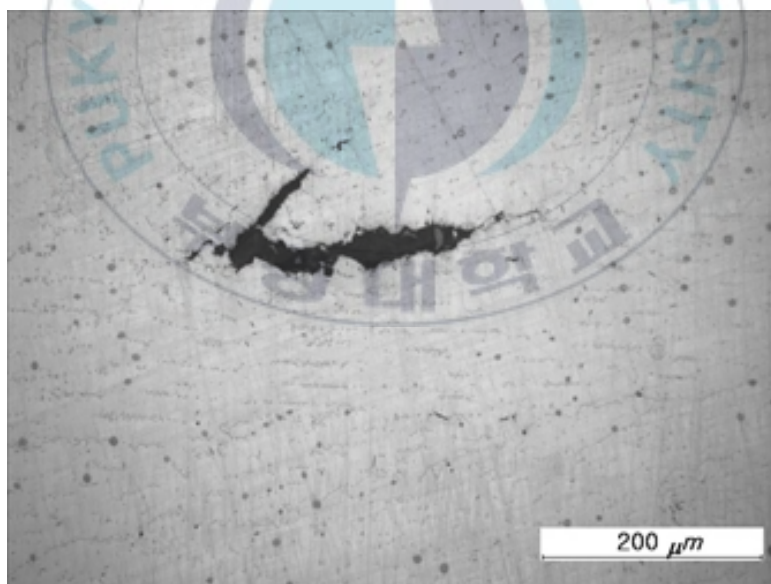


b) Total strain range 1.5% - Hold time 60s

Fig. 4-29 Typical OM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 WM (*continued*)



c) Total strain range 0.6% - Hold time 300s (1)



d) Total strain range 0.6% - Hold time 300s (2)

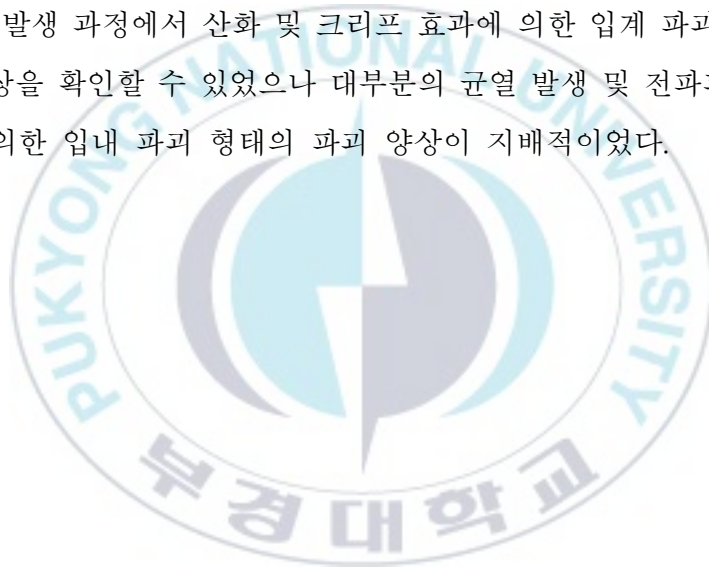
Fig. 4-29 Typical OM images of creep-fatigue fracture surfaces of Alloy 617 WM

제 5 장 결 론

본 연구에서는 초고온가스로 중간열교환기의 유력한 후보재료인 Alloy 617에 대한 900℃에서의 크리프-피로 실험을 수행하여, 다음과 같은 주요한 결론을 얻었다.

- (1) 크리프-피로 파단 수명은 전변형률 범위가 증가할수록, 유지 시간이 길어질수록 감소하였다. 또한 용접재의 크리프-피로 수명은 모든 실험 조건하에서 모재보다 낮게 나타났다. 단, 용접재의 전변형률 범위 0.6%, 유지 시간 5분에서 파단 수명은 더 짧은 유지 시간 조건에서의 결과보다 더 크게 나타났다.
- (2) 최대 인장/압축 응력은 용접재의 경우 전변형률 범위가 증가할수록 증가하였고 모재의 경우 전변형률 범위가 증가할수록 감소하는 경향을 보였다. 또한, 용접재와 모재 모두 인장 유지 시간이 길어질수록 최대 인장/압축 응력은 감소하는 경향을 보였다.
- (3) 반복 응력 반응 거동은 수명의 전 범위에 걸쳐 점진적인 반복 연화 거동을 나타내었다.
- (4) 응력 이완 현상은 인장 변형 초기에 급격히 발생하였다가 90초 이후 완만하게 감소하는 형태를 띄며 유지 시간이 증가할수록 크리프 효과가 두드러지게 나타났다.

- (5) 용접재 시험편의 균열은 모든 전변형률범위 실험조건에서 용접금속 영역에서 발생하였고, 모재 시험편의 균열은 모두 신장계의 게이지 랭스 범위 내에서 발생하였다. 시험편의 거시적 파괴는 wedge 타입의 파단 양상을 보였다.
- (6) 유지 시간이 길어질수록 크리프 cavity 등 크리프 데미지의 영향이 빈번히 관찰되었다.
- (7) 균열 발생 과정에서 산화 및 크리프 효과에 의한 입계 파괴 형태의 파괴 양상을 확인할 수 있었으나 대부분의 균열 발생 및 전파과정에서 피로에 의한 입내 파괴 형태의 파괴 양상이 지배적이었다.



참 고 문 헌

- (1) W. G. Kim, J. Y. Park, M. W. Ekaputra, S. D. Hong, S. J. Kim and Y. W. Kim, 2013, "Comparative Study on the High-Temperature Tensile and Creep properties of Alloy 617 Base Metal and Weld Metal", Journal of Mechanical Science & Technology, Vol. 27, No. 8, pp. 2331-2340.
- (2) W. G. Kim, S. N. Yin, Y. W. Kim and J. H. Chang, 2008, "Creep Properties and Creep Life Prediction of Alloy 617 for a Very High Temperature Gas-Cooled Reactor", Proc. of ASME PVP 2008 Conf., PP 2008-61356.
- (3) W. G. Kim, S. N. Yin, J. Y. Park, S. D. Hong and Y. W. Kim, 2012, "An Improved Methodology for Determining Tensile Design Strengths of Alloy 617", Journal of Mechanical Science and Technology, Vol. 26, pp. 379-387.
- (4) S. J. Dewson and X. Li, 2005, "Selection Criteria for the High Temperature Reactor Intermediate Heat Exchanger", Proc. of ICAPP 05, PP 5333.
- (5) W. G. Kim, S. N. Yin, W. Y. Kim and J. H. Chang, 2008, "Creep Characterization of a Ni-based Hastelloy-X Alloy by using Theta Projection Method", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 75, pp. 4985-4995.
- (6) L. J. Carroll, C. Cabet, M. C. Carroll and R. N. Wright, 2013, "The Development of Microstructural Damage during High Temperature Creep-Fatigue of a Nickel Alloy" International Journal of Fatigue, Vol. 47, pp. 115-125.

- (7) T. C. Totemeier and H. Tian, 2007, "Creep-Fatigue Interactions in INCONEL 617", *Material Science and Engineering A*, Vol. 468-470, pp. 81-87.
- (8) M. A. Bruke and C. G. Beck, 1984, "The High Temperature Low Cycle Fatigue Behavior of the Nickel Base Alloy IN-617", *Metallurgical and Material Transactions A*, Vol. 15A, pp. 661-670.
- (9) G. Maier, H. Riedel, C. Somsen, 2013, "Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during isothermal low cycle fatigue", *International Journal of Fatigue*, Vol. 55, pp. 126-135.
- (10) C. Cabet, L. Carroll, r. Madland, R. Wright, 2011, "Creep-Fatigue of High Temperature Materials for VHTR : Effect of Cyclic Loading and Environment", *Proceedings of ICAPP 2011, Nice*, PP 11284.
- (11) X. Chen, M. A. Sokolov, S. Sham, D. L. Erdman III, J. T. Busby, K. Mo, J. F. Stubbins, 2013, "Experimental and modeling results of creep-fatigue life of Inconel 617 and Haynes 230 at 850°C", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 432, pp. 94-101.
- (12) X. Chen, Z. Yang, M. A. Sokolov, D. L. Erdmann III and K. Mo, 2014, "Effect of Creep and Oxidation on Reduced Fatigue Life of Ni-Based Alloy 617 at 850°C", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 444, pp. 393-403.
- (13) B. Z. Wang, D. S. Liu, Z. X. When, Z. F. Yue, 2014, "Tension/compression asymmetry of [001] single-crystal nickel-based superalloy DD6 during low cycle fatigue", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 593, pp. 31-37.

- (14) J. K. Wright, L. J. Carroll, J. A. Simpson and R. N. Wright, 2013, "Low Cycle Fatigue of Alloy 617 at 850°C and 950°C", Journal of the American Society of Mechanical Engineers, Vol. 135, pp. 031005
- (15) T. D. Rando, S. J. Kim, W. G. Kim and M. H. Kim, 2014, "Evaluation of Fatigue Life on Alloy 617 Base Metal and Alloy 617/Alloy 617 Weld Joints under Low Cycle Fatigue Loading". Journal of the Korean Society for Power System Engineering, Vol. 18, No. 5, pp. 122-128.
- (16) W. G. Kim, J. Y. Park, I. M. W. Ekaputra, S. D. Hong, S. J. Kim and Y. W. Kim, 2013, "Comparative Study on the high-temperature tensile and creep properties of Alloy 617 base and weld metals", Journal of Mechanical Science and Technology, Vol. 27, pp. 2331-2340.
- (17) W. G. Kim, J. Y. Park, I. M. W. Ekaputra, S. J. Kim, M. H. Kim and E. S. Kim, 2015, "Creep deformation and rupture behavior of Alloy 617", Journal of Engineering Failure Analysis, Vol. 58, pp. 441-451.
- (18) T. D. Rando, 2015, "Low Cycle Fatigue Behavior of Alloy 617 Welded Joint at 800°C", 공학석사학위논문.
- (19) ASTM STP 465, 1969, "Manual on Low Cycle Fatigue Testing".
- (20) ASTM E606-80, 1980, "Annual Book of ASTM Standards".
- (21) J. A. Graham (ed.), 1968, "SAE Fatigue Design Handbook", Society of Automotive Engineers, Vol. 4.
- (22) R. M. Wetzel (ed.), 1977, "Fatigue under Complex Loading : Analysis and Experiments, Advances in Engineering", Society of Automotive Engineers, Vol. 6.
- (23) J. Morrow and D. F. Socie, 1981, "The Evolution of Fatigue Crack Initiation life Prediction Methods", Materials, Experimentation and Design

- in Fatigue, pp. 3.
- (24) Julie A. Bannantine, Jess J. Comer, James L. Handrock, 1990, “Fundamentals of Metal Fatigue Analysis”, Prentice-Hall, inc
- (25) Ralph I. Stephens and Ali Fatemi, 2001, “Metal Fatigue In Engineering” 2nd edition, pp.93-118.
- (26) D. A. Miller, C. D. Hamn and J. L. Phillips, 1982, “A mechanistic approach to the prediction of creep-dominated failure during simultaneous creep-fatigue”, Material Science & Engineering, Vol. 53, pp. 233.
- (27) ASTM E2714-13, 2016, “Standard Test Method for Creep-Fatigue Testing”.
- (28) R. Hales, 1980, “A method of creep damage summation based on accumulated strain for the assessment of creep-fatigue endurance”, Fatigue of engineering materials and structures, Vol.3, pp. 339.
- (29) ASTM E168-08, 2008, “Standard Specification for Nickel-Chromium-Iron Alloys and Nickel-Chromium-Cobalt-Molybdenum Alloy Plate, Sheet and Strip”.
- (30) MTS (2015), “MTS Landmark Testing Solutions”
- (31) R. T. Dewa, S. J. Kim, W. G. Kim and E. S. Kim, 2016, “Understanding Low Cycle Fatigue Behavior of Alloy 617 Base Metal and Weldments at 900°C,” Metal 2016, 6, 178, pp. 1-13.
- (32) L. J. Carroll, J. K. Wright, 2013, “Low Cycle Fatigue and Creep-Fatigue Behavior of Alloy 617 at High Temperature”, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 135, pp. 061401
- (33) T. C. Totemeier, 2007, “High-Temperature Creep-Fatigue of Alloy 617 Base Metal and Weldments”, Proceeding of CREEP8

- (34) C. Y. Jeong, S. W. Nam and J. Ginsztler, 1999, “Activation processes of stress relaxation during hold time in 1Cr-Mo-V steel”, Materials Science & Engineering A, Vol. 264, pp. 188-193.

