



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](#)

2016년 2월  
석사학위논문

원전 압력용기용 이종금속용접부의  
미세조직과 기계적 성질에 대한 장시간  
시효 영향

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

공 원 식

원전 압력용기용 이종금속용접부의  
미세조직과 기계적 성질에 대한 장시간  
시효 영향

Influence of Long-term Aging on Microstructures and  
Mechanical Properties of Dissimilar metal welds in  
Nuclear Reactor Pressure Vessel

2016년 2월 25일

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

공 원 식

원전 압력용기용 이종금속용접부의  
미세조직과 기계적 성질에 대한 장시간  
시효 영향

지도교수 김 정 석

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2015년 10월

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

공 원 식

## 공원식의 석사학위 논문을 인준함

위원장 조선대학교 교수 장우양 (인)

위원 조선대학교 교수 장희진 (인)

위원 조선대학교 교수 김정석 (인)

2015년 11월

조선대학교 대학원

## 목 차

LIST OF TABLES .....	iv
LIST OF FIGURES .....	v
ABSTRACT .....	xi
제 1 장 서 론 .....	1
제 2 장 이론적 배경 .....	7
제 1 절 원자로압력용기 .....	7
제 2 절 이종금속재료 .....	11
1. 오스테나이트계 스테인리스강 .....	11
2. 저합금강 .....	14
제 3 절 이종금속재료용접 .....	16
1. 가스 텅스텐 아크 용접(Gas Tungsten Arc Welding)	
.....	16
2. 열영향부(HAZ; Heat Affected Zone) .....	18
3. 잔류응력(Residual Stress) .....	21
제 3 장 실험방법 .....	26

제 1 절 이중금속용접재료 .....	26
제 2 절 열처리 .....	28
제 3 절 미세구조 분석 .....	29
제 4 절 기계적 특성 평가 .....	33
제 4 장 결과 및 고찰 .....	35
제 1 절 모재 .....	35
1. AISI 316L .....	35
2. SA 508 Cl.3 .....	49
제 2 절 용접금속 .....	61
1. Alloy 82 .....	61
2. Buttering .....	68
제 3 절 열영향부 (Heat-Affected Zone,HAZ) .....	75
1. SA 508 Gr.3 열영향부 .....	75
2. AISI 316L 열영향부 .....	81
제 4 절 이중금속용접 .....	88
제 5 장 결 론 .....	95
참 고 문 헌 .....	97

## LIST OF TABLES

<b>Table 2. 1.</b> Near room temperature values of thermal properties for some typical in primary circuit structure of nuclear power plants .....	25
<b>Table 3. 1.</b> Chemical compositions of the alloys used in this study .....	26
<b>Table 4. 1.</b> Microstructural characterization of AISI 316L steel observed by Optical microscope .....	40
<b>Table 4. 2.</b> Mechanical properties of AISI 316L steel after to long-term aging .....	40
<b>Table 4. 3.</b> Variation in phase fraction of long-term aging time .....	52
<b>Table 4. 4.</b> Variation in tensile strength properties as a function of long-term aging time .....	52
<b>Table 4. 5.</b> Mechanical properties of dissimilar weld metals subjected to long-term aging .....	90



## LIST OF FIGURES

<b>Fig. 1. 1.</b> 1. Distribution in nuclear power plant .....	5
<b>Fig. 1. 2.</b> 2. Distribution in age of reactors; (a) around the world, (b) Korea .....	5
<b>Fig. 1. 3.</b> 3. Dissimilar weld metal in primary system of nuclear power plants ...	6
<b>Fig. 1. 4.</b> 4. Failure and fracture of dissimilar weld metal .....	6
<b>Fig. 2. 1.</b> 1. Schematic diagram of reactor pressure vessel structure .....	9
<b>Fig. 2. 2.</b> 2. Schematic structure of welding production diagram of reactor pressure vessel .....	10
<b>Fig. 2. 3.</b> 3. Schaeffler diagram .....	13
<b>Fig. 2. 4.</b> 4. Time–Temperature–Precipitation diagram of AISI 316L .....	13
<b>Fig. 2. 5.</b> 5. Calculated equilibrium mole fraction of individual phases vs. temperature for the SA508 grade 3 steel .....	15
<b>Fig. 2. 6.</b> 6. Schematic of gas tungsten arc weld .....	17
<b>Fig. 2. 7.</b> 7. Schematic diagram of various sub–zones of HAZ .....	20
<b>Fig. 2. 8.</b> 8. Schematic diagrams of the HAZ; (a) single–pass weld and (b) multi–pass weld .....	20
<b>Fig. 3. 1.</b> 1. Specimen of the dissimilar metal welds used in this study .....	27

**Fig. 3. 2.** The heat treatment process used in this study ..... 28

**Fig. 3. 3.** Schematic illustration of the samples extracted from the dissimilar metal welds ..... 32

**Fig. 3. 4.** The dimension of tensile specimen; (a) dissimilar weld metal, (b) base metal ..... 34

**Fig. 4. 1.** Optical micrographs of AISI 316L base metal microstructures with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (d) 10000 h · 41

**Fig. 4. 2.** The distributions of the grain size at each aging time ..... 42

**Fig. 4. 3.** Variation in  $\delta$ -ferrite with long-term aging of AISI 316L; (a) XRD patterns and (b) fraction of  $\delta$ -ferrite ..... 42

**Fig. 4. 4.** SEM micrographs at each long-term aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h, and (e) 10000 h ..... 43

**Fig. 4. 5.** Electron back-scattered diffraction IPF map with long-term aging of AISI 316L; (a) 0 h and (b) 10000 h ..... 44

**Fig. 4. 6.** Variation in microhardness as a function with aging time ..... 45

**Fig. 4. 7.** X-ray diffraction profile of the extracted residues of AISI 316L; (a) 1000 h, (b) 5000 h and (c) 10000 h ..... 45

**Fig. 4. 8.** Variation in stress-strain curve as a function of aging time ..... 46

**Fig. 4. 9.** Variation in tensile strength as a function of aging time ..... 46

**Fig. 4. 10.** Variation in tensile fracture surface as a function with aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 47

**Fig. 4. 11.** Variation in electrochemical properties with long-term aging time; (a) electrochemical polarization and (b) corrosion rate ..... 48

**Fig. 4. 12.** Optical micrographs of SA 508 Gr.3 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 53

**Fig. 4. 13.** SEM micrographs of SA 508 Gr.3 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 54

**Fig. 4. 14.** TEM micrographs of surface replication on SA 508 Gr.3 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 55

**Fig. 4. 15.** Electron back-scatter diffraction image with long-term aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 56

**Fig. 4. 16.** Variation in misorientation as a function of aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 57

**Fig. 4. 17.** Variation in microhardness as a function of aging time ..... 58

**Fig. 4. 18.** Variation in stress-strain test as a function of aging time ..... 58

**Fig. 4. 19.** Variation in tensile properties as a function of aging time ..... 59

**Fig. 4. 20.** Fracture surface morphology as a function of aging time; (a) 0 h,

(b) 1000 h and (c) 1000 0h ..... 60

**Fig. 4. 21.** Optical micrographs of filler metal Alloy 82 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 63

**Fig. 4. 22.** Optical micrographs of filler metal Alloy 82 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 64

**Fig. 4. 23.** SEM of filler metal Alloy 82 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 65

**Fig. 4. 24.** Precipitate phase of Alloy 82; (a) 0h and (b) 10000h ..... 66

**Fig. 4. 25.** EPMA micrographs of Alloy 82; Nb (a) 0h, (b) 10000h, Mn (c) 0h, and (d) 10000h ..... 66

**Fig. 4. 26.** Variation in hardness as a function of aging time ..... 67

**Fig. 4. 27.** Variation in lattice constant of Alloy 82 with long-term aging ..... 67

**Fig. 4. 28.** SEM of Buttering with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 70

**Fig. 4. 29.** High magnification SEM image of buttering with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 71

**Fig. 4. 30.** Map of grain boundary misorientation with aging time; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 72

**Fig. 4. 31.** Variation in hardness on fusion boundary as a function of aging

time ..... 73

**Fig. 4. 32.** Variation of hardness in buttering as a function with aging time 73

**Fig. 4. 33.** Elemental distribution on SA 508 Gr.3 HAZ and buttering of long-term aging; (a) Fe and (b) carbon ..... 74

**Fig. 4. 34.** Optical micrographs of SA 508 Gr.3 HAZ with long-term aging; (a) 0 h ,(b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 78

**Fig. 4. 35.** SEM of SA 508 Gr.3 HAZ with long-term aging; (a) 0 h ,(b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 79

**Fig. 4. 36.** Variation of grain size and hardness with a function with aging time; (a) grain size and (b) hardness ..... 80

**Fig. 4. 37.** Optical micrographs of AISI 316L HAZ with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 83

**Fig. 4. 38.** Variation of grain size as a function with aging time on AISI 316L Base Metal and HAZ ..... 84

**Fig. 4. 39.** SEM image of long-term aging in AISI 316L  $\delta$ -ferrite; Base Metal (a) 0 h, (c) 1000 h, (e) 10000 h, HAZ (b) 0h, (d) 1000 h and (e) 10000 h ..... 85

**Fig. 4. 40.** KAM map of Alloy 82/AISI 316L HAZ with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h ..... 86

**Fig. 4. 41.** Misorientation of AISI 316L HAZ with long-term aging ..... 85

**Fig. 4. 42.** Variation in microhardness of AISI 316L HAZ as a function of aging time ..... 85

**Fig. 4. 43.** Variation in hardness of dissimilar weld metal as a function of aging time ..... 91

**Fig. 4. 44.** Variation in stress-strain curve of dissimilar weld metal as a function of aging time ..... 91

**Fig. 4. 45.** Optical micrographs of long-term aging of dissimilar metal weld on fracture (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h ..... 92

**Fig. 4. 46.** SEM micrographs of fractographs on SA 508 Gr.3 HAZ with long-term aging time; (a) 0 h and (b) 10000 h ..... 93

**Fig. 4. 47.** Variation in tensile fracture surface of dissimilar weld metals as a function with aging time ..... 94

## Abstract

# Influence of Long-term Aging on Microstructures and Mechanical Properties of Dissimilar metal welds in Nuclear Reactor Pressure Vessel

Won Sik Kong

Advisor: Prof. Chung Seok KIM Ph. D.

Dept. of Advanced Materials engineering, Graduate  
Graduate School of Chosun University

The purpose of this study is to investigate the effects of the thermal aging on the microstructure and mechanical properties of dissimilar metal welds for reactor pressurized vessels in the primary system of nuclear power plants. The dissimilar metal welds composed of SA 508 Cl.3 low alloy steel and AISI 316L stainless steel are prepared after buttering with alloy 82 on the SA 508 side by the gas tungsten arc welding process using Inconel 82 welding consumable. The test specimens are heat-treated at 600°C for 10000 h at each predetermined aging time to simulate the degraded microstructure of dissimilar metal welds subjected to high temperature and pressure. The long-term aging tests are interrupted at various stages to obtain the different level of degraded specimens. AISI316 austenite stainless steel showed polygonal-shaped grains with many annealing twins that gradually tended to become more circular-shaped grains during long-term aging. In the initial material degradation, the twins were distributed uniformly within most grains, but they all recovered and disappeared after prolonged 10000 hours aging time. Delta ferrite along austenitic grain boundaries transformed to sigma phases and  $Cr_{23}C_6$  precipitates during long-term aging. Elongation and toughness decreased continuously, demonstrating the material embrittlement during long-term aging. SA508 steel

showed a typical bainitic phase consisted of well developed lath substructure before aging and most fine precipitates lay along the lath boundaries. As the aging time increased, precipitates were redissolved into matrix and the lath substructures were recovered. The microstructure of SA508 steel finally changed into ferritic microstructure after 5000 hours aging due to dissolution of fine precipitates and lath migration. Hardness and tensile strength decreased during long-term aging due to bainite decomposition. The microstructural changes in base metals and weld metal have been evaluated by the optical and electron microscope in relation with twins, grains, precipitates, and phase transformation. The residual stress and mechanical softening were also discussed in terms of microstructural changes during long-term aging.



## 제 1 장 서 론

국제 사회는 세계적으로 빈번하게 발생하고 있는 심각한 기상이변의 주요 원인인 이산화탄소 배출을 줄이기 위해 풍력, 태양광, 조력, 바이오 연료 등 신재생 에너지 개발에도 총력을 기울이고 있다. 하지만 신재생 에너지가 화석연료를 대체하고 인류가 문명을 지속할 수 있을 만큼 충분한 에너지를 공급하기에는 한계가 있다는 의견이 지배적이다. 따라서 늘어가는 에너지 수요에 대응할 수 있는 가장 현실적인 대안은 원자력 에너지로 평가되고 있다. 현재 원자력 발전은 보편화되어 사용되는 에너지원으로 소량의 연료로 대량의 에너지를 얻을 수 있을 뿐 아니라 화석연료와는 달리 이산화탄소, 일산화탄소 등과 같은 오염물의 배출이 없어 환경 보전 차원에서도 지속적인 개발이 요구된다. 또한 원자력발전은 기술집약적인 산업으로 국내에서 개발이 가능하고, 그에 따른 파급효과가 커서 자원이 없는 우리나라로서는 개발의 중요성이 높아지고 있다.

현재 전 세계적으로 총 438기의 원자력 발전소가 운영되어지고 있고, 60기의 원자로가 건설되고 있으며 163기의 원자로가 건설될 예정이다. 일본을 비롯해 유럽등지에서는 원전 폐쇄 또는 가동 중단 조치를 취하고 있지만 중국, 베트남 등 개도국들은 원전을 계속 건설하고 있다. 경제 성장 속도가 선진국보다 빨라 에너지 수요가 급속하게 늘어나는 개도국의 경우 싼 비용으로 대량의 전력을 생산할 수 있는 원자력 발전소를 포기하기 어려운 실정이다.

Fig. 1. 1에서 나타낸 바와 같이 우리나라는 전 세계에서 5번째로 원자력 발전에 의한 의존도가 높다. 화석 연료의 자국 생산이 없는 우리나라의 경우 화석 연료 수입과 매장의 한계 때문에 원자력 발전에 의한 전력 생산이 많을 수밖에 없다. 지금까지 원자력 발전의 효율에 대해 문제 제기는 없으나 원자력 발전소의 장시간 사용에 따른 설비의 균열, 방사선의 노출 등의 설비의 노화에 대한 문제점들이 제기되고 있다. Fig. 1. 2. (a) 는 전 세계에 분포되어 있는 원자력 발전소의 가동 년수를 나타내고 있다. 대부분 15년 이상 가동되어진 원전들이 대부분으로 예상수명보다 더 연장되어 가동되고 있다. 이러한 원자력발전소 수명의 연장은 우리나라의 원자력발전소 역시 적용되고 있다. Fig. 1. 2. (b)는 국내 원자력 발전소의 수명을 나타내고 있다. 1978년 건설된 고리 원전 1호기의 경우 30년 이상 가동이 되었으며, 대부분의 원전들이 15년 이상 가동되고 있다. 산업이 발달됨에 따라 전력 소비량은

증가하고 있기 때문에 노후화된 원자력발전소의 가동을 중지하지 못하고 있다.

Fig. 1. 3은 원자력발전소 설비에 사용되는 이중금속용접부의 위치를 나타내고 있다. 원전 1차 계통은 그 기능에 따라 여러 가지 재질로 이루어져 있으며, 이들 중 Alloy 600 (Alloy 82/182 용접부)이나, Alloy 690 (Alloy 52/152)와 같은 인코넬(Inconel) 재질로 된 이중금속용접부의 장시간사용에 따른 건전성이 근래에 중요한 문제로 부각되고 있다. RPV노즐 인코넬 용접부의 손상은 원전 전체의 건전성에 직결되는 문제로서, 선진국에서는 건전성 확보를 위한 노력이 체계적으로 진행되고 있다. 외국 원전 주요기기 제작사 및 전문 정비회사의 경우 인코넬 재질 사용부위에 대한 종합적인 관리대책이 마련되어 있으며, 현재에도 지속적인 연구를 통해 기술을 개발하고 있다.

2000년 미국 V.C Summer 원전에서 고온관의 출구 노즐 용접부에서 1차측 응력부식균열(primary water stress corrosion cracking, PWSCC)에 의한 관통 균열이 발견되었다. 이후 2003년 미국의 South Texas Project-1 원전의 하드헤드 계측 노즐 관통부와 일본의 Tsuruga 원전의 가압기 안전 벨브 노즐에서 일차수 응력부식균열 사고가 보고된 바가 있다. Ringhal의 Hot Leg Nozzle 용접부 손상, ANO 및 Davis Besse 등은 Vessel Head 용접부 손상등이 주요 사례로서 모두 인코넬 재질의 부품 또는 용접부로서 주요 손상기구는 1차측 응력부식균열으로 알려져 있다.

Fig. 1. 4는 원자력 발전소의 장시간 가동에 의한 이중금속용접재료에서 발생하는 균열과 파단을 나타내고 있다. 이중금속 용접부에서 응력부식균열은 관통노즐 모재부 균열과 용접부 균열로 세분된다. 모재부 균열은 J weld 상부의 관통관 내면에 axial IDSCC( Inner Diameter Stress Corrosion Cracking )와 J weld 하부의 관통관 외면에 axial ODSCC가 발생하며, J weld에서 axial ODSCC와 circumferential SCC가 발생한다. 미국에서는 J weld 하부의 CRDM 외면에 axial ODSCC가 발생하였고, 프랑스에서는 J weld 상부의 CRDM 내면에 Axial IDSCC가 발생하였다. 한국에서는 한울 3, 4호기 원자로 CEDM의 용접부 하부에서 axial ODSCC가 발생하였고, 증기 발생기 배수노즐에서는 axial IDSCC가 발생한 바 있다. 미국의 경우 butt weld 용접부에서도 PWSCC가 관찰되었으나, 한국에서는 관찰된 사례가 없다. Butt weld의 경우, circumferential SCC가 발생하고, 배관 파단의 위험이 있다.

위의 보고된 사고들과 같이 원자력 발전소의 장시간 사용에 의해 초기 재료가 가지는 우수한 기계적 물성에서 지속적인 열과 응력, 부식에 의해 재료적인 연화가

필연적으로 발생한다. 특히 이중금속용접재료에서 SCC와 IGC 등이 발생하여 원자력 발전 구조물에 균열 및 방사선 노출을 초래한다. 따라서 원전의 안전적 운전 확보를 위해서는 인코넬 용접부의 건전성을 확인하는 것이 필수적이며, 손상이 발견되었을 경우의 대책수립이 필수적으로 요구된다. 그러나 RPV 노즐 인코넬 용접부의 손상 발견 시 대책은 국외 기술에 의존하고 있어 경제적 손실이 매우 크다. 그러므로 중요 기기의 손상 발견 시 긴급복구가 가능한 핵심기술을 국산 기술의 확립이 시급하다.

현재까지의 연구는 재료의 용접 후 잔류응력, 장시간 및 단시간 열화에 의한 혼합 경계(Fusion boundaries)의 미세조직과 기계적 특성, 균열 평가가 진행되었다. Hongliang Ming 등은 원전에서 사용되는 이중금속용접부의 모재, HAZ 및 용접부의 미세조직과 기계적 성질, 잔류변형에 대해 평가하였고[1], Choi 등은 인코넬 합금과 저합금강 간의 이중금속용접부의 열화 시간에 따라, HAZ의 미세조직적, 기계적 성질에 대하여 연구하였다[2]. Yoo 등은 450°C에서 최대 5500 시간까지 시효 후 FB에서 나타나는 미세조직과 높은 기계적 성질에 대해 연구하였다[3]. Huang 등은 SA 508 class 3와 Alloy52, Alloy 82의 이중금속 용접을 하였을 때, FB를 중심으로 경도와 잔류 응력과 Cr 탄화물, Ni 석출물의 형성에 따른 크랙(crack)의 성장으로 인한 SCC에 대해 평가하였다[4]. Chen 등은 T92와 super 304H 강에 ERNiCr-3를 용접금속으로 하여 650°C에서 최대 3000 시간까지 열화 후 super 304H의 HAZ와 모재의 2차상에 대해 연구하였고, 그에 따른 기계적 성질에 대해 평가하였다[5]. Joseph 등은 2.25Cr-1Mo ferritic steel과 AISI 316 stainless steel간의 이중금속용접부에 buttering의 유무에 따른 잔류응력의 분포에 대해 평가하였다[6]. Ghosh 등은 low alloy steel과 3034LN을 Inconel 182로 buttering한 후 309L과 308L로 이중금속용접을 하였다. 용접 후 열처리( Post Weld Heat Treatment )후 미세조직의 변화와 FB의 type-I boundary와 type-II boundary에 대하여 평가하고 XRD를 통해 FB의 상변화를 관찰하였다. 또한 상온 인장시험 후 균열 성장에 대해서 평가하였다[7]. 이전의 연구는 사용 전과 단기간 사용의 이중금속재료의 미세조직과 기계적 성질에 대해서 평가하였다. 하지만 대부분의 원전이 Fig. 1. 2에서 확인한 바와 같이 대부분 20년 이상 가동되어지고 있다. 따라서 원전의 장시간 사용에 따른 미세조직과 기계적 성질에 대해 평가하고 변화를 예측하여야 한다.

본 논문은 원자력 발전소에서 사용되는 1차 계통 원자로 압력용기에 사용되는 이중금속용접의 장시간 가동에 따른 재료 열화에 대해 연구하였다. As-weld 상태

와 용접 후 짧은 열화 시간에 대한 연구는 활발히 진행되었다. 그러나 현재 사용하고 있는 원자력 발전소의 장시간 가동에 따른 장시간 열화의 연구는 미미하다. 본 논문에서도 장시간 가동된 원자로 발전소의 구조 재료 중 RPV 노즐 이중금속용접부의 재료 연화에 의한 안전성에 대해 연구하였다. 원자로 발전소 구조물에서 저온의 장시간 열화에 의한 연구를 하기 위해 가속화 온도로 600℃로 설정하였다. 가속화 열처리에 따른 열처리는 최대 10000 시간까지 수행하였다. 가속화 열처리 후 장시간 열화에 따른 미세조직적 분석과 기계적 성질 비교를 통하여 면밀하게 분석하고자 한다.

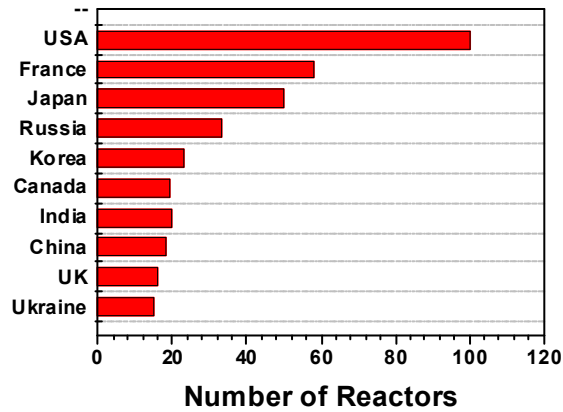


Fig. 1. 1. Distribution in nuclear power plant.

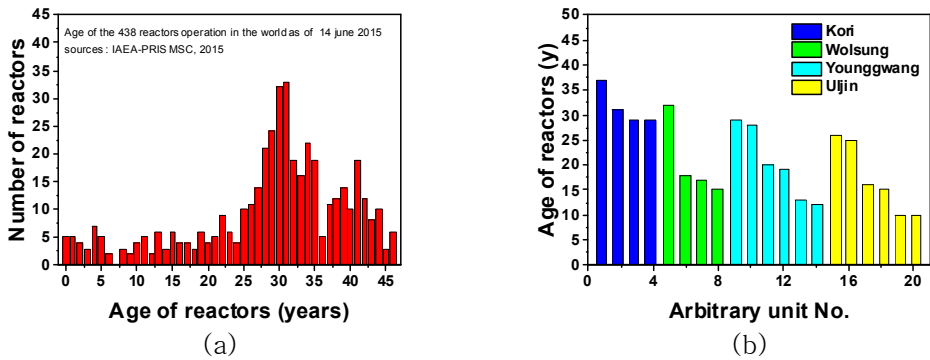


Fig. 1. 2. Distribution in age of reactors; (a) around the world, (b) Korea.

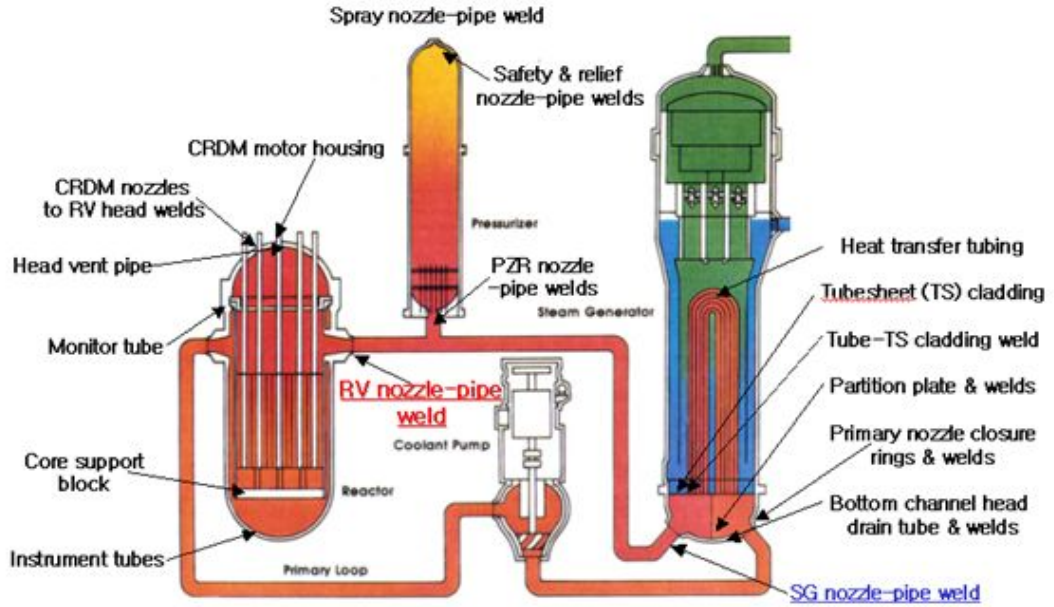


Fig. 1. 3. Dissimilar weld metal in primary system of nuclear power plants.

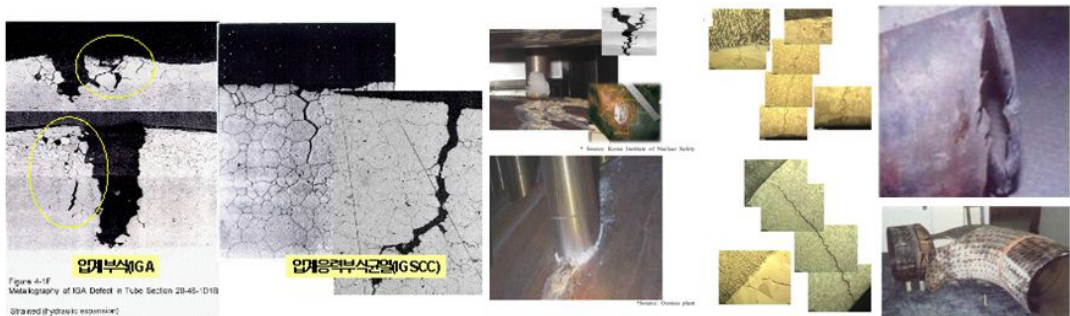


Fig. 1. 4. Failure and fracture of dissimilar weld metal.

## 제 2 장 이론적 배경

### 제 1 절 원자로압력용기

원자로 압력용기는 원전 1차 측에서 핵연료를 내장하여 핵분열에 의한 에너지를 생산하는 원통형 그릇이다. Fig 2. 1에서 가압경수로의 압력용기 구조를 나타내었다. 가압경수로 ( Pressurized-Water Reactor, PWR)의 경우, 하부에 반구형 헤드가 용접된 용기 본체와 상부 헤드인 용기 뚜껑으로 구성되며, 용기 본체와 상부 뚜껑은 다수의 고장력 볼트로 결합시킨다. 실제 원자로 압력용기 OPR 1000의 경우를 예를 들면, 원자로 용기는 높이 약 15m, 외경 약 4.6m, 두께 약 21cm, 무게 약 450톤의 거대 철강 구조물로, 원자력 발전소에서 가장 중하고 안정성에 있어서 결정적인 역할을 하는 기기이다. 상부 헤드는 분리가 가능하도록 용기 본체와 54개의 고장력 볼트로 체결된다. 원자로 용기 몸통에는 냉각재의 출입구를 위한 2개의 출구 노즐(outlet nozzle)과 4개의 입구 노즐(inlet nozzle)이 있으며, 하부헤드에는 노내 핵 계측을 위한 45개의 노즐이 설치되어있고, 상부헤드에는 제어봉, 헤드배기구, 열전대 등을 위한 84개의 노즐이 설치되어 있다.

원자로 용기 내면에는, 1차 냉각재와 접하는 면은 부식방지를 위해 오스테나이트강으로 피복(cladding)되어 있다. 피복두께는 최소 3.2mm이어야 하며, 일반적으로 Type 308L 또는 309L 스테인레스 강을 스트립 용접피복(strip weld cladding) 시킨다. 그리고 원자로 출력을 조정하는 제어봉은 용기 뚜껑의 관통구멍을 통해 용기 외부에 설치된 제어봉 구동장치에 연결되며, 용기 내부에는 노즐 구조물 배플(baffle), 열차폐재 등이 설치되어 있다. 이 외에 냉각수의 유입과 유출을 위한 노즐(nozzle)등도 용기에 부착되어 있다.

과거에는 원자로압력용기 원통을 제작할 때, 두꺼운 판재(SA 302B, SA 533B 등)를 용접하여 사용하였다. 이 방법은 원자로 용기가 매우 커지더라도 제작이 가능하지만, 용접부위가 많아지고 특히 내압에 의한 응력이 크게 작용하는 축 방향 용접부가 포함되어야 하는 것이 큰 단점이다. 1990년대 이후 원자로 용기 제작에는 대형 단조설비를 사용하여 축 방향 용접부가 없는 일체형 원통 단조품 (SA 508 Gr.3등)이 주로 사용되고 있다. 축 방향 용접부가 없으므로 구조적으로 더 안정되지만, 제품으로 생산할 수 있는 크기가 단조 설비의 규모에 의해 제한되는 것이 약

점이다. Fig 2. 2는 과거 후판압연재를 용접하여 압력용기를 제작하는 경우 축방향을 포함한 많은 용접부가 존재하게 됨을 나타내고 있다. 우측 그림은 최근 원통형 단조재를 이용하여 압력용기를 제작할 경우 축방향 용접부가 전혀 없어 압력용기의 용접구조가 단순화되었음을 상대적으로 보여준다.



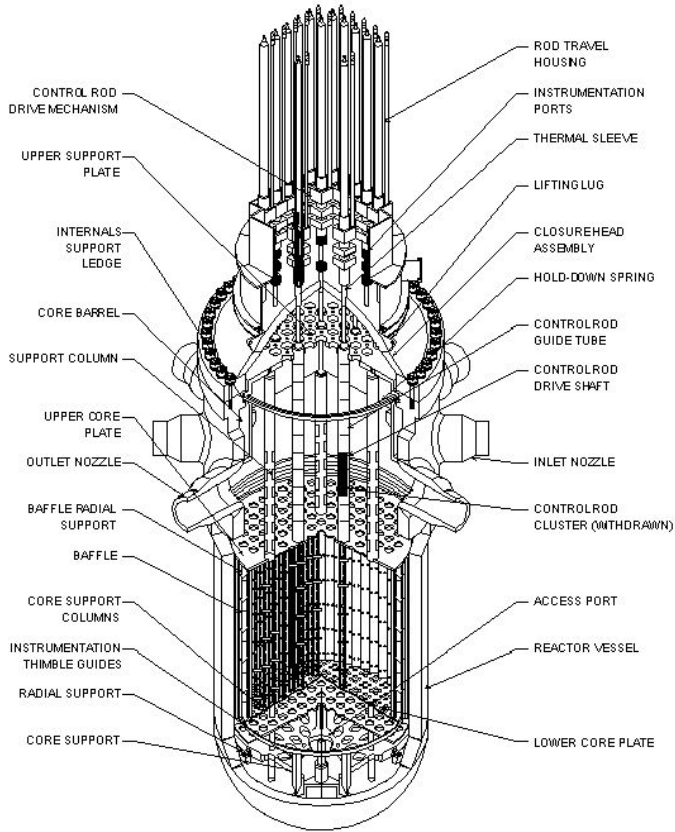


Fig 2. 1. Schematic diagram of reactor pressure vessel structure.

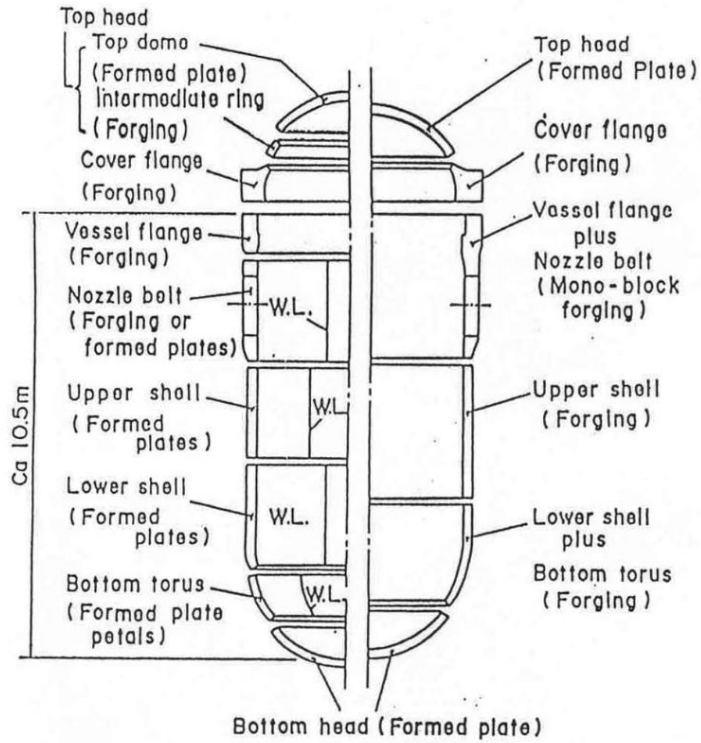


Fig 2. 2. Schematic structure of welding production diagram of reactor pressure vessel.

## 제 2 절 이종금속재료

### 1. 오스테나이트기 스테인리스 강

스테인리스강은 비교적 고온(약 650℃)에서도 여러 환경에 대해 우수한 부식저항성을 가지며, 상온에서 강도와 연성이 우수하고, 용접 등 가공성이 좋으며, 쉽게 구할 수 있고, 비교적 저렴하며, 뚜렷한 연성-취성 전이거동을 보이지 않기 때문에, 원자력 시스템구조재료로 매우 광범위하게 사용된다. 그러나 특이 환경에서는 응력 부식균열이 일어나고 높은 중성자 조사량에서는 보이드 스웰링(swelling)과 조사유기응력부식균열(Irradiation Assisted SCC, IASCC)도 일어나는 등 일부 문제점도 가지고 있어 사용에 제한이 따르기도 한다.

스테인리스강은 철강의 최대 결함인 녹 발생(corrosion)을 방지하기 위해 표층부에 부동태(passivation) 피막이 형성되도록 하여 녹슬지 않게 하는 성질을 가지게 한 강으로, 주 합금 성분으로 Cr을 함유하는 특수강이라 정의할 수 있다. 부동태층을 형성하기 위해서 적어도 11% 이상의 Cr함량이 필요하다. Cr은 표면에 매우 얇고 연속적이며 단단하고 안정한 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 피막을 형성하여, 다른 화학반응으로부터 모재를 보호해 주는 것이다. 내식성은 Ni, Mo의 첨가에 의해서도 향상된다.

스테인리스강은 성분상으로 Cr계와 Cr-Ni계로 대별되고, 금속 미세조직적으로 Cr계 페라이트계와 마르텐사이트계로 Cr-Ni계는 오스테나이트계로 구분된다. 13Cr강, 18Cr강, 18Cr-8Ni강으로 불리는 것이 스테인레스 강의 대표적인 강종이다.

Fig 2. 3은 Cr과 Ni 함량에 따라 어떠한 미세조직이 형성되는 가를 보여주는 Schaeffler diagram이다. 여기서 Ni 당량 (Ni equivalent)과 Cr 당량 (Cr equivalent)은 각 첨가 원소의 기여도에 따라 다음과 같이 표시된다. Fig 2. 3에서 Cr 당량(x% Cr + x% Mo + 1.5% Si + 0.5% Nb)이 15%일 때, Ni 당량(x% Ni + 0.5% Mn + 30 C)이 약 12% 이상이 되어야 오스테나이트 조직이 되어 오스테나이트 스테인리스강이 되고, Cr 당량이 13% 이상에서 Ni가 첨가되지 않으면 페라이트 스테인리스강이 됨을 알 수 있다. 본 연구에 사용되는 AISI 316L 강의 Fig 2. 3에 표시되어 있듯이 x%의 페라이트를 함유하고 있는 부분에 위치하고 있다.

300계 스테인리스강들의 조성으로부터 각각 Cr 당량과 Ni당량을 구하여 Fig 2. 3에 적용시켜보면, 대부분의 합금들이 δ-ferrite의 함량을 최소화할 수 있도록 설계

되었음을 알 수 있다. 오스테나이트 스테인리스강에 존재하는  $\delta$ -ferrite 상은 Cr을 비롯한 페라이트 안정화 원소들의 함량이 높고 반면에 Ni를 비롯한 오스테나이트 안정화 원소의 함량은 상대적으로 낮다.  $\delta$ -ferrite는 열간 가공성을 저하시키고 공식 저항성을 저하시키는 것으로 알려져 있다.  $\delta$ -ferrite이 고온에 장시간 노출되면  $\sigma$ -phase로 변태될 수 있는데,  $\sigma$ -phase은 취성이 강한 상으로 합금의 연성, 인성 뿐 아니라 공식 및 틈부식의 저항성을 떨어뜨린다. Fig 2. 4는 AISI 316L 강 of TTP(Time-Temperature-Precipitation) diagram을 나타낸 것이다. TTP diagram에서  $M_{23}C_6$ ,  $\chi$ -phase, Laves phase,  $\sigma$ -phase의 석출 온도 구간을 표시하였다. 특히  $M_{23}C_6$ 는 다른 석출물에 비해 상대적으로 열에 노출된 시간이 짧거나 냉각속도가 빠를 때도 석출이 될 수 있다는 것을 알 수 있다. 이러한 탄화물이 석출하는 현상을 ‘예민화(sensitization)’이라고 잘 알려져 있다.

원자력 시스템에서 사용되는 주요 스테인리스강은 상온 항복강도 및 인장강도는 탄소강 및 저합금강 등 페라이트계열의 철강에 비해 비교적 낮다. 그러나 일반 FCC금속의 특징이기도 하듯이, 이런 강도는 온도변화에 비교적 둔감하여 비교적 고온(약 600℃)에서 까지도 고온강도가 양호하다. 또한 오스테나이트 스테인리스강의 기계적 강도는 일부 냉간가공 적용으로 마르텐사이트를 형성시킴으로써 향상시킬 수 있고, 질소를 첨가하여 향상시킬 수 있다. Type 316강에 탄소함량을 줄이고 대신 고용강화 효과가 큰 질소를 약 0.1~0.16% 첨가하여 강화시킨 강이 Type 316LN으로 소듐냉각고속로 등의 원자력시스템에서 광범위하게 사용된다.

경수로의 경우 Type 304, 316등의 오스테나이트 스테인리스강이 냉각재배관, 원자로 내부구조물 및 펌프, 벨브 등에 광범위하게 사용된다. PWR에서 보다는 BWR(Boiling Water Reactor)에서 더욱 광범위 하게 사용되나 BWR에서는 냉각재 배관 등에서 응력부식균열의 문제점도 보이고 있다.

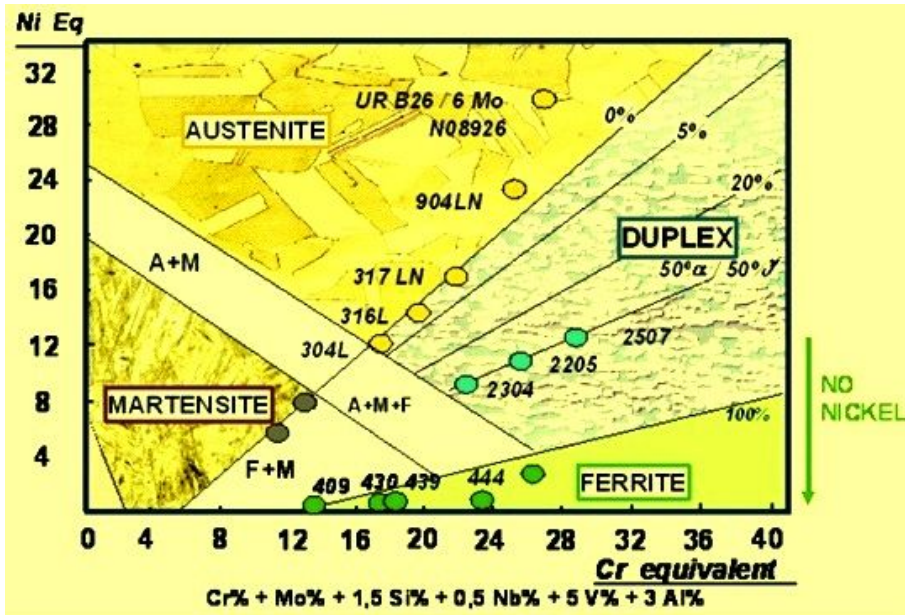


Fig 2. 3. Schaeffler diagram [1].

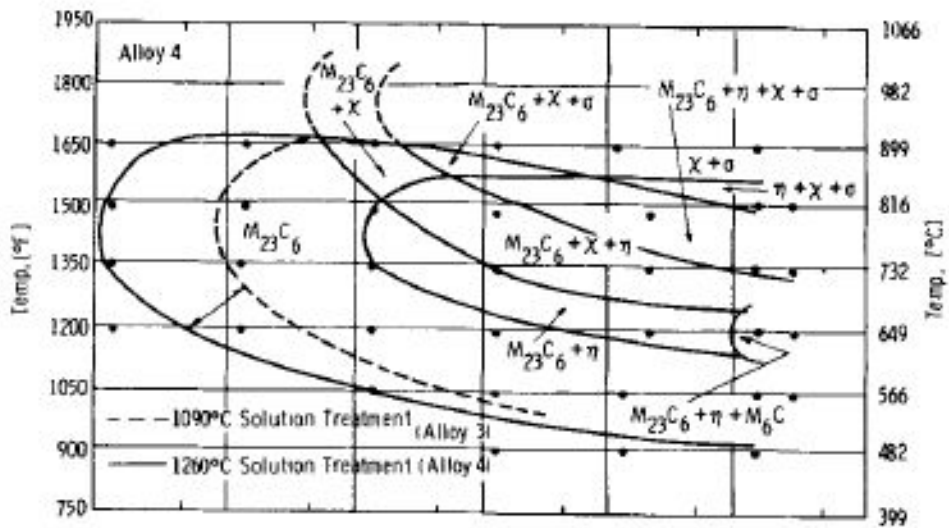


Fig 2. 4. Time-Temperature-Precipitation diagram of AISI 316L [8].

## 2. 저합금강

원전 1차 계통 내압 구조물의 대표기인 원자로 용기는 가동 후 교체가 사실상 불가능하기 때문에 원전 안전수명을 결정하는 주요 부품이다. 특히 고온 고압수에 의한 응력을 견디는 충분한 강도와 함께 가동 중 중성자 조사에 의한 파괴인성의 연화를 고려한 우수한 파괴저항 특성이 요구된다.

원자로 압력 용기 강은 ASME SA 508 단조재와 SA 533 판재가 대부분 사용되고 있으며, 두 재료는 대표 조성이 Mn-Mo-Ni 계열로 유사한 저합금강이다. 원자로 용기강의 개발 역사는, 초창기 C-Mn계 A212B 강으로부터 Mo 첨가를 통해 강도를 향상 시킨 Mn-Mo계 A302B 압연재를 보다 두꺼운 소재의 경화능 향상을 위해 Ni를 추가한 Ni-Mn-Mo계 modified A302B 강 재료로 발전하였다. 이후 진공 탈산 공정이 일반화 됨에 따라 SA 508 alc SA 533 재료규격이 적용되었다. 두 재료는 모두 진공 주조되어 급냉과 뜨임된 단조강 혹은 압연강으로서 Grade와 Class의 조합에 따라 화학성분 및 기본 물성에 차이가 있다. 현재 주로 사용되는 SA 508 Gr.3 Cl. 1 단조강은 재료 규격에 의한 최소 항복강도는 345MPa이고 설계 기준 응력은 184MPa에 반하여 실제 제품의 특성은 450MPa수준을 나타내어 품질특성에도 많은 여유를 가지고 있다.

V. Raghavan등은 Fig 2. 5에 나타낸 바와 같이 SA 508 Gr.3의 열역학 계산을 통해 얻어진 상 도표이다.  $Ae_1 \sim Ae_3$  온도범위인 622~791℃에서 cementite,  $\xi$ -carbide, MC 가 안정하다고 보고하였다[9]. 여러 온도에 따라 MC,  $M_2C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_3C$ ,  $\xi$ -phase 등이 석출되었다.

90년대 중반 미국에서는 Ni-Cr-Mo계 HSLA 고강도 저합금강 SA508 Gr. 4N의 원자로용기 적용을 위한 기초연구를 수행한 바 있다. 동일 재료는 Gr.3 재질보다 강도가 40%이상 높을 뿐 아니라 파괴인성 천이온도 특성도 훨씬 우수하다. 다만 Ni 및 Cr함량의 증가로 인하여 중성자 조사취화 및 템퍼취화에 대한 저항성이 의문시 되지만 그동안 연구결과에 의하면 Cu, Mn, P등의 미소 성분들을 잘 조절할 경우 상기 경년열화 특성에도 별 문제가 없을 것으로 전망하고 있다.

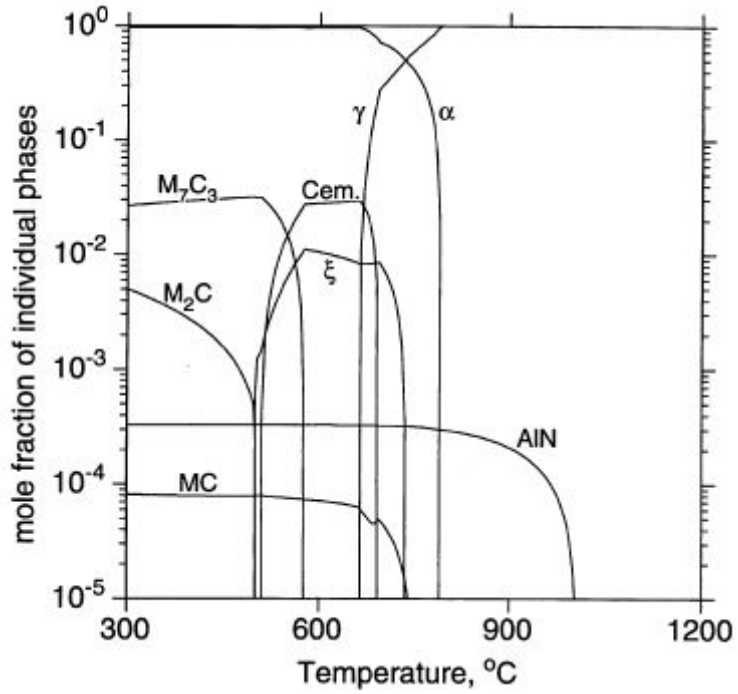


Fig 2. 5. Calculated equilibrium mole fraction of individual phases vs. temperature for the SA508 grade 3 steel [9].

## 제 2 절 이종금속재료

### 1. 가스 텅스텐 아크 용접(Gas Tungsten Arc Welding)

GTAW용접은 텅스텐 전극을 사용하여 발생한 아크열로 모재를 용융하여 접합하는 용접법이다. 보호 가스로 불활성 가스인 Ar 또는 He를 사용하여 산화나 질화에 민감한 재료의 용접과 SMAW(shielded metal arc welding)를 적용하기 곤란한 경우에 사용된다. 플랜트 산업에서 주로 pipe 용접에 적용하며, LNG선의 membrane 용접 또는 Butt joint의 이면 비드 형성용으로 사용되기도 한다. 용접 후 가공이 필요치 않는 박판 용접, 구조물의 보수 특히 die casting의 보수 용접등에 사용한다. 용접기는 정전류 특성 DCSP(direct current stright polarity)를 사용하며, Al과 그 합금을 용접 시 직류(alternating current, AC)를 사용해야한다. 특수한 용도의 목적으로 최고 전류와 평균 전류를 조정할 수 있는 펄스 용접기도 있으며, 주로 자동 GTAW용접에 적용되고 있다. Fig 2. 6은 GTAW 용접의 개략도이다.

GTAW의 장점으로 용접 입열의 조정이 용이하기 때문에 박판 용접에 유리하다. 텅스텐 전극봉이 비소모성이므로 용가재의 첨가 없이 모재를 녹여 용접한다. 거의 모든 금속의 용접에 이용할 수 있다. 용융점이 낮은 Nb, Sn 도는 Sn 합금 등에는 이용하지 않는다. 또한 내부식성이 우수하며, Flux가 불필요하여 비철금속 용접에도 많이 사용이 되고 있다. 보호 가스가 투명하여 용접 작업자가 용접 상황을 파악하기 쉬우며, 용접부의 변형이 적다.

단점으로는 소모성 용접봉을 쓰는 용접 방법보다 용접 속도가 느리다. 텅스텐 전극봉이 용접부에 녹아 들어가거나 오염될 경우 용접부에 용접 결함이 생겨 원하던 기계적 성질을 가지지 못하고 취화된다. 부적절한 용접기술로 용가재의 끝부분이 공기에 노출되면 용접금속이 오염된다. 불활성 가스와 텅스텐 전극봉은 다른 용접 방법에 비교할 때, 가격이 비싸다.



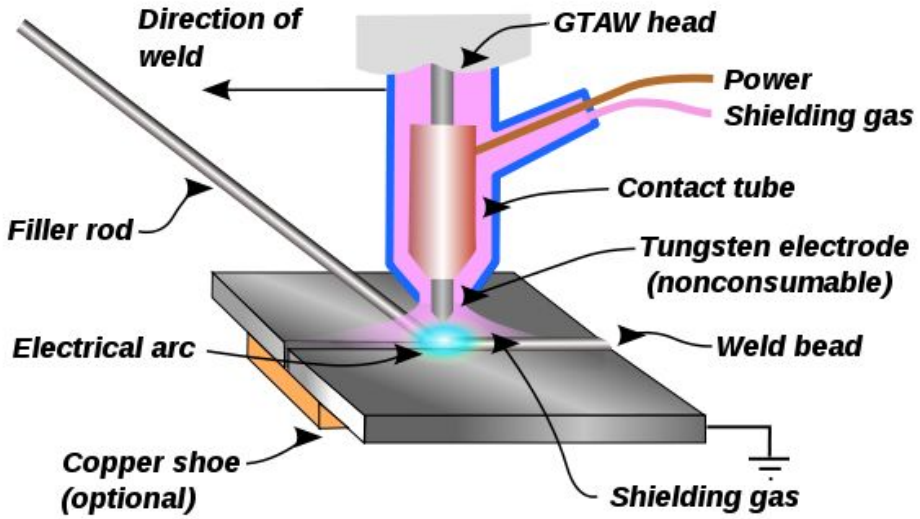


Fig 2. 6. Schematic of gas tungsten arc weld.

## 2. 열영향부(Heat Affected Zone)

구조물 제작에서 철강 재료는 대부분 용접공정이 수행되며, 이때 용접 열사이클의 급열/급냉으로 인하여 열영향부(Heat Affected Zone, HAZ)가 형성된다. 이와 같은 급격한 열이력은 모재의 미세구조와 기계적 성질이 크게 바뀐다[10-12]. 이러한 국부적인 특성변화는 구조물의 안정성에 큰 영향을 미치는 것으로 많이 알려져 있다.

Fig 2. 7은 용접 공정에서 형성되는 각 HAZ와 평형상태도와의 관계를 보이고 있다. 단층 용접 시 HAZ는 일반적으로 미세조직의 특성에 따라 4개의 영역으로 나누어지며, 각 영역의 폭은 주로 입열량 (heat input)에 의해 결정된다[10-13]. HAZ의 4개 영역은 Coarse-Grained HAZ (CGHAZ), Fine-Grained HAZ (FGHAZ), Inercritically HAZ (ICHAZ), Subcritically HAZ (SCHAZ)로 구분되어진다[13].

CGHAZ는 최대 온도가 1100°C 이상인 영역으로 조대한 오스테나이트 결정립을 갖는다. 상대적으로 빠른 냉각속도로 인해, 합금 원소에 따라 마르텐사이트와 베이나이트가 형성되며, 경화능이 작은 합금 원소들에서는 상간 석출물이 발생하는 것으로 알려져 있고, 두 상의 존재는 인성을 떨어뜨리기 쉽다. FGHAZ는 최대 온도가 1100°C~A<sub>3</sub> 온도영역으로 가열 및 유지되는 동안에 형성된 오스테나이트 상이 적절히 성장할 시간을 갖지 못하기 때문에, 입자의 크기가 매우 작고, 탄화물들은 충분히 용해되지 못한다. 용접 입열량이나 판의 두께 등의 영향을 받지만, 일반적으로 미세한 입자의 페라이트-펄라이트 구조를 갖게 된다. ICHAZ는 최대 온도가 A<sub>1</sub>~A<sub>3</sub> 온도가 되는 구간으로, 낮은 오스테나이트 온도 때문에 모재의 펄라이트 부분적으로 빠르게 오스테나이트가 되어 C와 Mn이 농축된다. 따라서 페라이트 변태는 냉각 속도에 따라, 펄라이트, 상부 베이나이트, 템퍼드 마르텐사이트 또는 고탄소 마르텐사이트 등의 다양한 구조가 나타날 수 있다. SCHAZ는 대략 최고 온도 700~A<sub>1</sub> 온도 구간에서 나타난다. 가열되는 동안 상변화는 거의 나타나지 않으나, 층상(lamellar) 구조를 이루는 펄라이트 내부의 탄화물(Fe<sub>3</sub>C)이 상당량 구상화 되는 특징을 갖게 된다. 이 같은 낮은 온도에서 C의 확산 패널은 입계에 한정되기 때문에, 구상화 되는 시멘타이트 입자는 입계나 삼중입계에서 응집하게 된다.

Fig 2. 8은 단층용접과 다층 용접시 생성되는 HAZ를 구분하여 보여주고 있다. 단층 용접 공정에서 조대한 결정립을 가지는 CGHAZ에서 일반적으로 가장 낮은 인

성을 나타내고, ICHAZ는 결정립이 미세함에도 불구하고 낮은 인성을 가진다. 임계 온도영역으로 가열 후 냉각 시 취성이 큰 마르텐사이트가 펄라이트-페라이트 기지 내에 생성될 수 있기 때문이다. 이 경우 냉각 속도가 인성에 영향을 미치게 된다. 입열량을 증가시켜 냉각속도가 더 느리게 되면 ICHAZ에서 생성되는 마르텐사이트의 양을 감소시켜 인성을 증가시킨다.

다층 용접 HAZ는 더 복잡한 구조를 갖게 되는데, 일반적으로 입자 조대화 영역이 후속 열 영향에 따른 세부 영역으로 구분되어 입계 조대화 후 재결정이 일어나는 영역과 부분적 변태를 겪는 영역, 구상화를 겪는 영역으로 나누어지고, 재결정 영역 역시 마찬가지로 후속 열 영향에 따른 세부 영역으로 구분될 수 있다. 다층 용접시 CGHAZ영역 중 ICCGHAZ에서 가장 낮은 인성을 가지게 된다. 1차 pass 후 결정립 조대화 된 상태에서 2차 pass에 의해 부분적인 오스테나이트 변태로 인해 냉각 시 잔류 오스테나이트와 고 탄소 마르텐사이트가 형성되어 낮은 인성을 갖게 된다[14-19]. HAZ내에서 인성이 나쁜 영역들을 국부취화영역 (Local Brittle Zone, LBZ)라고 하며 LBZ내의 결정립의 조대화, 상부 베이나이트, M-A constituent, 석출물과 같은 인성에 취약한 미세조직의 존재로 인해 인성이 심각하게 저하된다고 보고되고 있다[18-19].

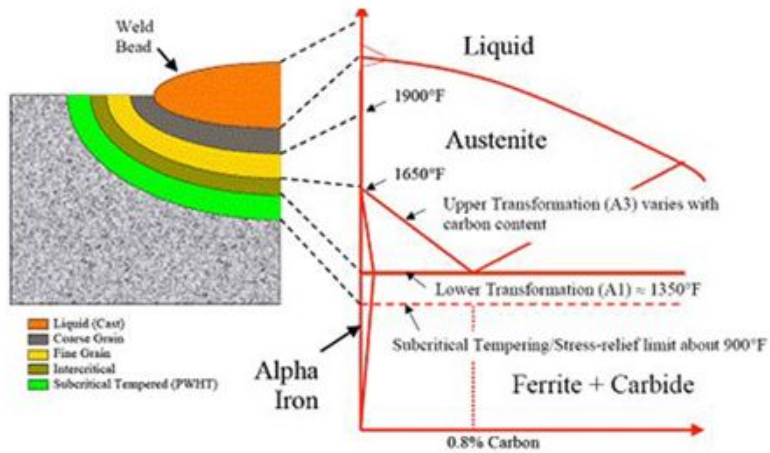
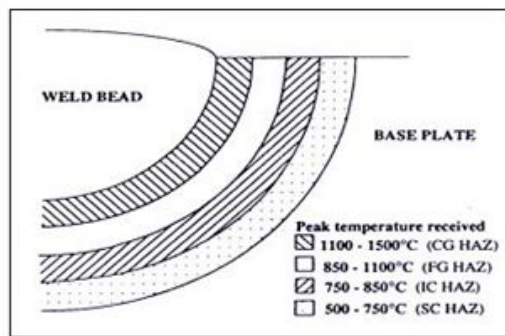
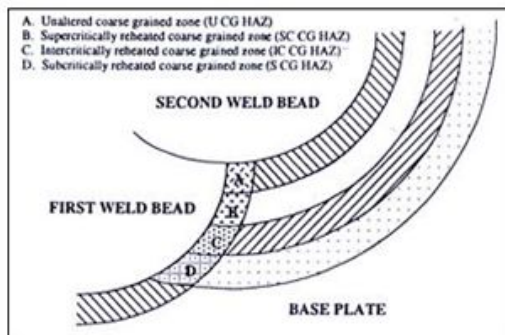


Fig 2. 7. Schematic diagram of various sub-zones of HAZ.



(a)



(b)

Fig 2. 8. Schematic diagrams of the HAZ; (a) single-pass weld and (b) multi-pass weld.

### 3. 잔류응력(Residual stress)

잔류응력(residual stress)은 다양한 크기와 분포로 모든 공학적 구성품에 존재하므로, 적절한 방법으로 평가할 필요가 있다. 특히 민감한 구성품에 대해서는 필수적이다. 또한 구조물의 기계적 가공 및 열처리 과정과 같은 제작이력 및 탄성 성질에 따라 존재한다. 탄성성질은 잔류응력의 정도 및 분포에 영향을 미치기 때문에 복합재료와 같은 재료는 단일 상을 가진 금속재료와는 전혀 다른 분포를 가진다.

잔류 응력의 중요성 때문에 구조 건정성 평가에 있어서 여러 가지 접근 방법이 있으며, 구조물에 있어서는 잔류응력 영향에 따라 그 구동이 제한된다. 또한 건전성 평가에 있어서도 잔류응력 평가가 매우 중요하다.

#### 1) 잔류응력의 정의

잔류응력은 열역학적으로 닫힌 평형상태에서 기계적인 정적하중으로 정의되며, 더욱 일반적으로는 외부에서 가해지는 하중이 없는 상태에서 재료에 가해지는 기계적, 열역학적 하중이다. 직접적인 정의 중요성은 시스템에 존재하는 내부의 힘과 모멘트는 기계적 평형상태에서 존재한다는 것이다. 따라서 수학적으로는 아래와 같이 식 (2.1)로 표현된다.

$$\int \sigma dA=0 \text{ and } \int dm=0 \quad (2. 1)$$

위의 언급된 정의의 다른 중요성은 열역학적 하중이 잔류응력의 범위 밖에 있다는 점이다. 그러나 인장강도가 부분적으로 초과될 대와 소성변형이 일어날 때 열적 변화(thermal transient)는 잔류응력의 원인이 된다.

#### 2) 잔류응력의 원인

Masuvuchi(1993)에 의하면 외부의 응력이 없는 상태에서 물체에 존재하는 응력은 내부응력(internal stress), 초기응력(initial stress), 고유응력(inherent stress), 고정응력(locked-in stress)이거나 잔류응력(residual stress)일 수 있다.

Kloos와 Kaiser(1991)에 의하면 시스템 관점에서 잔류응력의 생성은 항상 재료의 기계적, 열적, 금속학적 상태에 연관되어 있다.

Kloos (1979)에 의하면 모든 잔류응력의 원인은 재료, 가공과 운전이 주원인이다. 재료의 발생은 복합재료, 이종금속 용접부, 클래딩 등과 같은 거시구조 (macroscopic structure) 또는 개재물 (inclusion)과 결정구조 등과 같은 미세구조 (microscopic structure)에 그 원인이 있다. 용접, 주조와 열처리 등과 같은 열적 변화 및 비균질 변형, 냉간가공 등과 같은 기계적인 가공은 소성변형의 원인이 된다. 운전 중 잔류응력의 생성 원인은 아래와 같다.

- 부분적이고 영구적 변형을 일으키는 탄성한도 (elastic limit)를 넘는 기계적 하중
- 소성변형을 일으키는 열 하중 (thermal loading)
- 결정구조를 변형시키는 부식, 산화, 수소 확산과 같은 화학 처리

강 구조물의 가공공정은 다양한 열처리, 기계적 처리로 구성된다. 이러한 처리는 재료 내부의 탄성 변형의 내부 평형(internal equilibrium)에 영향을 미친다. 열간가공의 경우 잔류응력 생성이 최소화되며, 냉간가공의 경우 낮은 가공온도로 인해 잔류응력 생성이 최대이다. 이러한 응력상태는 제품 생산과정에서 변화되며, 다른 생산과정을 거치는 경우 완전히 바뀌고, 건설 중에는 파이프 라인, 압력용기 등의 설치시에 잔류응력 상태는 적어도 부분적으로라도 변화한다. 밴딩, 판 재료의 소성가공과 같은 제조공정에서도 역시 잔류응력의 분포가 변하며, 조립과정에서의 용접과정은 잔류응력의 상태 및 분포에 극심한 변화를 준다.

### 3) 용접잔류응력

용접과정에서 재료는 열에 의해 팽창, 수축을 반복하게 된다. 이때, 용착금속이 냉각되면서 저온 상태의 체적으로 수축하려고 하지만 인접되어 있는 모재로부터 제한을 받기 때문에 거동이 자유롭지 못하게 된다. 이 때문에 용접부에 응력이 존재하게 되는데 이를 용접잔류응력이라고 한다. 용접잔류응력은 구조물의 취성, 파괴강도, 피로, 진동, 부식 등에 영향을 주는 중요한 요인이 되며, 크게 비구속 용접에 의해 생성되는 용접잔류응력과 용접시 외부 구속에 기인한 반응응력으로 구별 할

수 있다. 이러한 잔류응력은 외부로부터 하중을 받으면 변하게 된다.

거의 모든 용접과정에서 국부적 가열로 인한 잔류응력 생성이 필연적이다. 용접 후 잔류응력 상태 발생의 원인은 수축(shrinkage), 급냉(quench) 및 상변태에 의한 잔류응력생성 때문이다.

수축으로 인한 잔류응력은 용접시 두께 방향을 통한 용접재의 냉간 속도가 균일하다는 가정에서 출발한다. 용접시에는 용접부의 온도보다 낮지만, 용접 주변부가 열전도에 의해서 온도가 올라가게 되며, 용접 후에는 용접재가 냉각되기 시작한다. 그러나 용접 주변부의 온도는 용접부의 온도와 평형을 이룰 때까지 상승하게 되며, 평형을 이룬 후에 냉각되기 시작한다. 따라서 용접부 주변의 금속은 수축되기 바로 전까지 온도가 상승함에 따라 팽창하게 된다. 또한 용접부의 최고 온도는 용접부 주변의 온도보다 높으므로 용접재의 항복점이 주변금속에 비해 낮다. 이러한 온도 및 항복점의 차이 때문에 수축이 불균일하게 일어나게 되며, 인장 잔류응력이 생성된다. 이러한 수축으로 인한 잔류응력은 용접부의 가로방향과 세로방향에 존재하며, 그 크기는 용접부로부터의 거리가 멀어질수록 작아진다.

실제 용접에서 냉각은 깊이 방향으로 불균일하게 일어나며 이러한 이유로 퀴칭 잔류응력(quenching effect)이 생성된다. 깊이 방향으로의 서로 다른 냉각 속도 때문에, 용접부와 용접열영향부의 표면의 냉각속도는 표면 내부의 냉각 속도보다 빠르다. 이러한 냉각 속도의 차이로 인해서 용접부의 항복점이 깊이 방향으로의 위치에 따라 서로 다르며, 이는 소성변형을 일으킨다. 하중의 방향과 크기는 냉각 시작 온도, 냉각속도, 고온 항복점 및 용접부의 두께에 영향을 받는다. 이러한 퀴칭 잔류응력을 관찰하면, 용접부 표면에서 압축응력이 생성되는 것을 알 수 있다.

용접 후 잔류응력(post-welding residual stress)은 상변태에서 의해서 생성된다. 예를 들면, 강의 냉각 또는 급냉은 감마상( $\gamma$ -phase)에서 알파상( $\alpha$ -phase)으로의 상변화를 일으키며, 이러한 상변화는 체적 변화를 야기한다. 용접부의 단면에서 상변화가 일어나게 되면 중간부에서는 압축잔류응력이 단면의 경계에서는 인장잔류응력이 생성된다. 잔류응력의 크기는 상변태 시작온도에 의해서 결정되며, 상변태에 의한 잔류응력은 소성변형에 의한 하중에 비해서 작다.

이종금속을 용접하는 경우 재료 간 불균일성으로 인해 동종 금속의 용접에 비교할 때 더 큰 용접잔류응력이 생성된다. 접합금속의 기계적, 열적 성질의 차이로 인해 잔류응력 분포가 복잡해진다.

탄성계수(modulus of elasticity)와 가공경화계수(strain hardening coefficient)가

잔류응력 생성에 가장 큰 영향을 미치는 기계적 성질이다. 가공경화(work hardening) 되는 재료의 경우 가공 연화(work softening) 되는 재료와는 완전히 다른 잔류응력 양상을 보인다. 따라서 유사한 탄성 성질이나, 가공경화의 정도에 차이가 있으면 약간 금속에서 소성변형이 일어난다. Table 2. 1에 원자력 발전소에서 사용되는 재료들의 열팽창계수, 열전도도와 같은 열적성질을 나타내었다.

용접 시에 재료가 국부적으로 가열되고 냉각되므로 온도차이가 필수적으로 생성된다. 이는 서로 다른 열응력 등으로 야기하며 추가적인 잔류응력을 생성시킨다.



Table 2. 1. Near room temperature values of thermal properties for some typical typical in primary circuit structure of nuclear power plants

Material	Thermal property		source
	Coefficient of thermal expansion ( $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ) at 20~300 $^{\circ}\text{C}$	Coefficient of thermal conductivity ( $\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ) at 100 $^{\circ}\text{C}$	
Carbon steel	13.5	45.0	Sandvik 1996
A508	13.08 13.6	44	RCC-M KTA 3201.2
A533	13.08 13.6	44	RCC-M KTA 3201.2
304L	17.7	16.0	Sandvik 1996
316L	17.5	16.0	ASM 2002
309	16.6*	15.6*	ASM 2002
Alloy 600	14.4	15.8	ASM 2002
Alloy 690	14.5	14.0	ASM 2002
Alloy 82	14.1	11.7**	Special Metals Welding Products Co.
Alloy 52	14.6	12.1**	Special Metals Welding Products Co.
Alloy 182	14.9	14.9**	Special Metals Welding Products Co.
Alloy 152	14.7	12.1**	Special Metals Welding Products Co.
**) Value of equivalent alloy			
**) Estimate at RT of equivalent alloy			

## 제 3 장 실험방법

### 제 1 절 이중금속용접재료

본 연구에서 사용된 이중금속용접재료는 오스테나이트계 스테인리스강인 AISI 316L 강과 저합금강인 SA 508 Gr.3이다. Filler metal로 Alloy 82를 사용하여 AISI 316L 강과 SA 508 Gr.3를 GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)를 사용하여 접합하였다. 본 실험에서 사용된 이중금속용접부는 원자력 발전소 일차 시스템인 원자로 압력용기 (Reactor Pressure Vessel, RPV)에 사용된다. Fig 3. 1은 GTAW된 이중금속용접재료의 사진을 나타내고 있다. 시험편은 장시간 등은 열처리를 위해 20mm×20mm×150mm로 가공되었다.

합금의 조성은 Table. 3. 1과 같으며, 준비된 시험편에 정성적이고 정량적인 원소 분석 결과를 나타내었다. 원소 분석은 주기율표상의 대부분의 원소 분석이 가능하고 sub-ppm수준의 높은 감도와 넓은 정량 농도 분석이 가능한 유도결합 플라즈마 질량분석기 (Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry, ICP-MS; Perkin elemer, OPTIMA 4300 DV)를 사용하여 분석하였다.

Table 3. 1. Chemical compositions of the alloys used in this study

	(wt%)												
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ti	Nb	Fe
<b>AISI 316L</b>	0.02	0.35	1.58	0.032	0.001	2.47	10.82	17.41	0.43	0.06	0.001	0.02	Bal
<b>SA 508 Gr.3</b>	0.2	0.22	1.36	0.003	0.004	0.52	0.69	0.18	-	0.003	0.002	0.002	Bal
<b>Alloy 82</b>	0.03	0.24	2.79	0.01	-	0.26	70.47	18.80	0.04	-	0.32	1.93	4.86

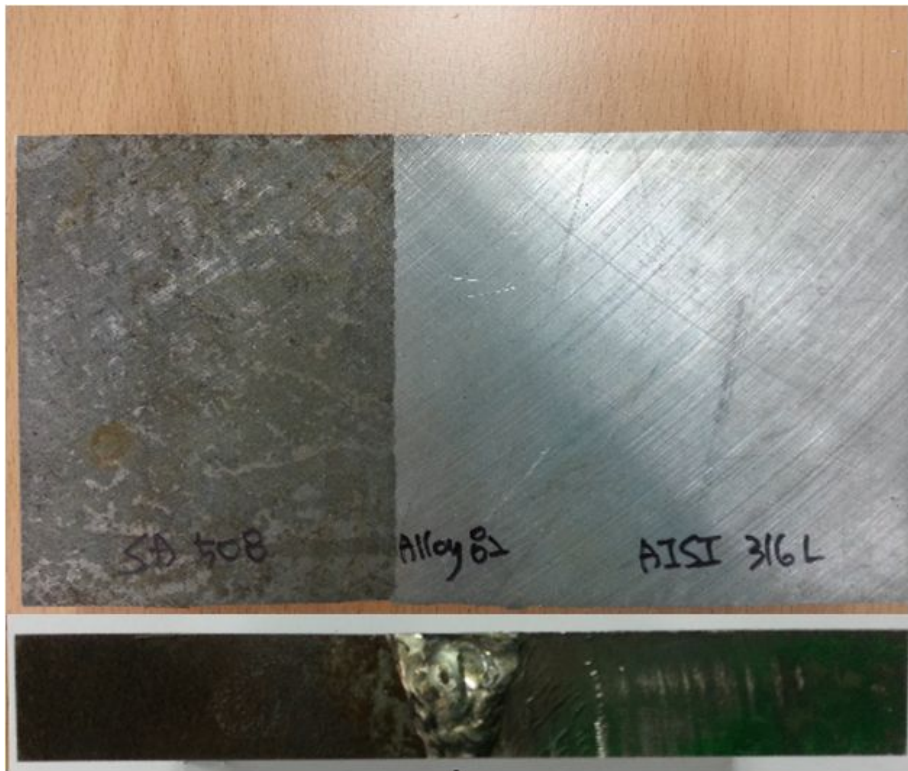


Fig. 3. 1. Specimen of the dissimilar metal welds used in this study.

## 제 2 절 열처리

이중금속용접 된 시험편은 총 시효 시간을 5단계로 하여 전기로에서 600 °C의 온도로 각각 0 h, 100 h, 1000 h, 5000 h 그리고 10000 h 동안 유지하여 장시간 등온 인공열화를 전기로에서 수행하였다. 전기로의 승온 온도는 4°C/min으로 수행하였고, 냉각은 25°C의 물에서 급냉하였다.

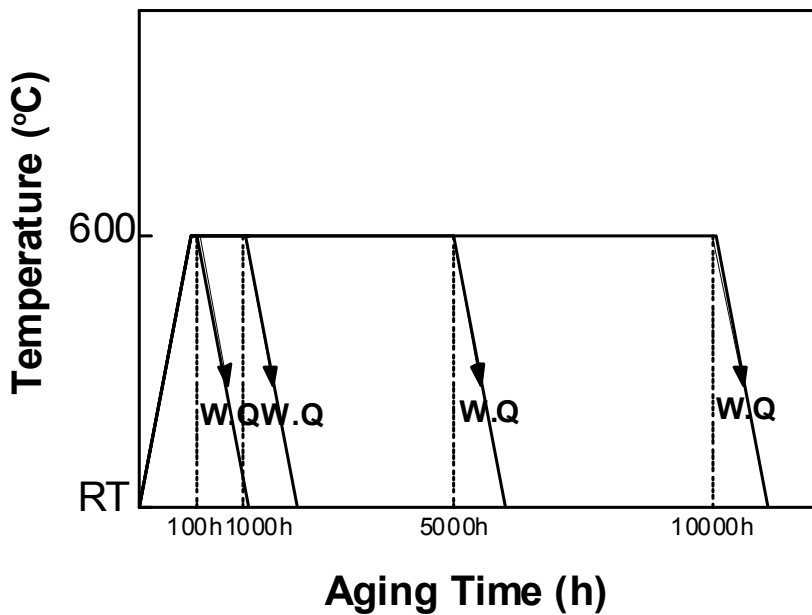


Fig. 3. 2. The heat treatment process used in this study.

### 제 3 절 미세구조 분석

장시간 시효된 이종금속용접재료 시험편으로부터 미세구조 관찰을 위해 Fig 3. 3에 표시한 바와 같이 기계 가공 ( $\varnothing$  3mm)을 통해 각각 다섯 부분의 시험편을 채취하였다. 채취된 시험편을 마운팅 수지를 이용하여 저온 마운팅을 하여 준비하였다. 관찰 표면은 #80번에서 #2000번까지 기계 연마 후  $1\mu\text{m}$ 인 알루미나 페이스트를 차례로 이용하여 미세 연마하였다. 연마면은 화학적 에칭과 전기화학적 에칭을 통해 표면 부식하였고, 부식액은 각각 SA 508 Cl. 3(5% Nital; Ethyl alcohol 47.5ml + Nitric acid 2.5 ml), AISI 316L(Vilella's reagent; Glycerol 45ml + Nitric acid 15ml + Hydrochloric acid 30ml), Alloy 82(Electrolytic; Dist water 30ml + Phosphoric acid 70ml + sulfuric acid 15ml, 5-20s, 2V, Pure Ni cathode )를 이용하여 부식시킨 후 깨끗이 세척하여 광학현미경 (Optical Microscope, ZEISS AXIO Vert.A1)으로 관찰하였다.

또한 주사 전자 현미경(Scanning Electron Microscope, SEM)을 이용하여 이차 전자 이미지(Secondary Electron Image, SEI) 그리고 원소분석을 위해 에너지 분산 분광기(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS)를 수행하였다. 열화 시편에 대하여 전자 후방 산란 회절기(Electron Backscattering Diffraction, EBSD)를 이용하여 구조분석을 하였다. 이를 위한 시험편은 5 mm × 5 mm × 2 mm의 시험편을 기계 가공하여 준비하였다. 준비한 시험편을 #80번에서 #4000번까지 기계 연마 후  $1\mu\text{m}$ 와  $0.05\mu\text{m}$  알루미나 페이스트를 차례로 이용하여 미세 연마하였다. 이 후 진동연마기를 이용하여 2시간동안 표면 연마를 수행하였다.

열화 시간에 따른 정밀한 표면 원소 분석을 하기 위하여 전자 탐침 미량분석기(Electron Probe Micro-Analysis; EPMA)를 사용하여 분석하였다. 표면 원소 분석을 위하여 시험편의 표면을 #80번에서 #2000까지 기계 연마 후  $1\mu\text{m}$  알루미나 페이스트를 차례로 이용하여 미세 연마하였다. 이후 연마면을 전기 화학적 에칭을 통해 표면 부식하였다. 가속 전압은 15 kV로 하였고, 빔 전류는 20 nA, 빔 크기는  $1\mu\text{m}$ 로 하여 원소 분석을 수행하였다.

각 열화 시편의 표면 석출물을 관찰하기 위하여 표면 레플리카(replica)를 수행하였다. 각 시험편의 표면을 #80번에서 #2000까지 기계 연마 후  $1\mu\text{m}$  알루미나 페이스트를 차례로 이용하여 미세 연마하였다. 이후 연마면을 화학적 에칭과 전기 화학

적 에칭을 통해 표면 부식하였고, 부식된 표면 위에 20nm로 탄소 코팅 한 후 다시 부식액에 담가 코팅층을 3 mm Copper grid에 시험편을 채취하였다. 채취한 시험편은 투과전자현미경(Transmission Electron Microscope; TEM)을 통하여 관찰하였다. 가속 전압은 150 kV로 하여 관찰하였다.

열화시간에 따른 석출물의 변화를 측정하기 위하여 SA 508 Cl. 3와 AISI 316L의 시험편 당 15g을 이용하여 잔사 추출하였다. Methanol 98% + Hydrochloric acid 2%의 전해액과 양극은 Pure Ni를 사용하였다. 준비된 시험 장치에 6V를 가하고 전해액으로 녹여 석출물을 추출하였다. 추출한 시료는 X선 회절기(Rigaku, X'pert PRO MPD)를 이용하여 30도에서 80도 까지 스캔 간격은 0.03도로 유지시간 1s로 2 $\theta$  스캔으로 수행하였다. X선은 CuK $\alpha$ ( $\lambda=1.54060$ ) 타겟 조건으로 튜브 전압 40kV, 전류 30mA로 설정하였다.

AISI 316L 강은 오스테나이트기 스테인레스 강으로 기지는 오스테나이트 상을 이루며 구조적으로 면심입방정을 갖는다. 또한 일반적으로 용해 주조시에 형성된  $\delta$ -ferrite가 입계에 존재하게 된다. 이러한 결정상 구조 변화를 관찰하기 위해 X선 회절 분석을 수행하였다. X선 회절기 (Rigaku, X'pert PRO MPD)를 이용하여 30도에서 80도까지 스캔 간격은 0.03도로, 유지시간 1s 2 $\theta$ 스캔으로 수행하였다. X선은 CuK $\alpha$ ( $\lambda=1.54060$ ) 타겟 조건으로 튜브 전압 40kV, 전류 30mA로 설정하였다.

오스테나이트 입계에 존재하는  $\delta$ -ferrite의 분율을 측정하기 위해서 페라이트스코프(ferrite scope)를 사용하였다. 페라이트 스코프는 자기 유도방법에 따라 측정한다. 코일에 의해 발생된 자기장은 시험편의 자기 성분과 상호작용 하고, 자기장의 변화는 2차 코일 내에 페라이트 성분에 비례하는 전압변화를 일으킨다. 이 전압을 평가하여 페라이트 성분을 측정하게 된다. 이 페라이트 스코프(Fischer, Mp-30E)를 사용하여 각각의 시험편에 10회 측정하였다. XRD에서 측정된 데이터에서 오스테나이트 피크와  $\delta$ -ferrite의 피크를 비교하여  $\delta$ -ferrite의 분율을 측정하였다.

Alloy 82의 강화상인  $\gamma'$ 상의 석출을 확인하기 위해 Alloy 82 용접부의 중앙부분에서 10 × 10 × 5mm로 시험편을 기계 가공하여 준비하였다. 준비한 시험편을 #80번에서 #4000번까지 기계 연마 후 1 $\mu$ m와 0.05 $\mu$ m 알루미나 페이스트를 차례로 이용하여 연마하였다. X선 회절기 (Rigaku, X'pert PRO MPD)를 이용하여 30도에서 80도까지 스캔 간격은 0.03도로, 유지시간 1s 2 $\theta$ 스캔으로 수행하였다. X선은 CuK $\alpha$ ( $\lambda=1.54060$ ) 타겟 조건으로 튜브 전압 40kV, 전류 30mA로 설정하였다. 회절식( $\lambda=2d\sin\theta$ )에 의해 각 피크에 대하여  $\sin\theta$  와  $\sin^2\theta$ 을 구하고 JCDPS 카드를 이용하

여 회절피크의 회절면을 구하였다. Alloy 82는 Ni 기 합금으로 FCC구조를 가지므로 격자 상수 식( $a=d(h^2+k^2+l^2)^{1/2}$ )을 이용하여 각 피크에 대해서 a(격자상수)를 구한후 외삽법을 통해  $a_0$ 를 구하였다.

AISI 316L 시효 시간에 대한 부식특성을 평가하기 위해서 전기화학적인 분극실험을 수행하였다. 시험편은  $10 \times 10 \times 5\text{mm}$  크기로 기계 가공하여 준비하였다. 준비한 시험편을 #80번에서 #2000번까지 기계 연마 후  $1\mu\text{m}$ 와  $0.05\mu\text{m}$  알루미나 페이스트를 차례로 이용하여 연마하였다. 시험편 노출 면적은  $\varnothing 32\text{mm}^2$ 로 하여 1% NaCl(distilled water 2000ml + NaCl 20g) 수용액을 질소 가스로 30분 탈기하여 사용하였다. 기준전극은 포화카로멜전극(SCE)를 사용하였고, 대전극으로는 백금전극을 사용하였다. 시험 용액에서 각 시효 시험편에 대하여 1 mV/sec의 주사속도로 동전위 분극시험을 수행하였고, 전기 주사 범위는  $-0.8\text{V}$ 에서  $1.5\text{V}$ 로 하였다.

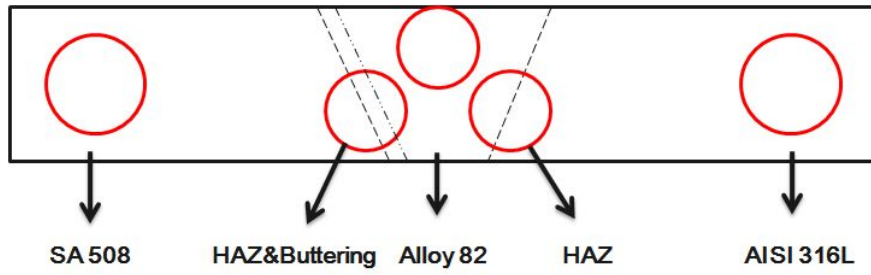


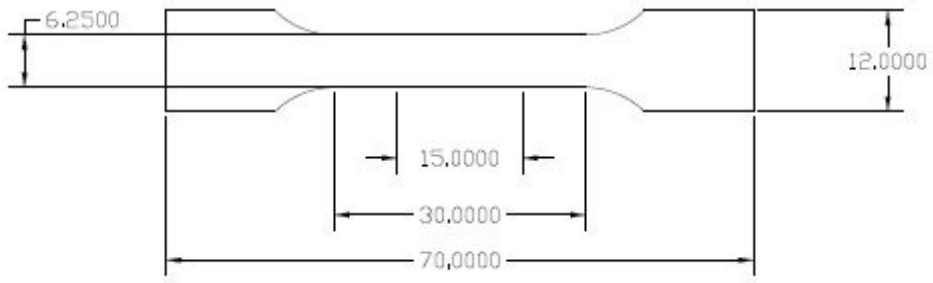
Fig 3. 3. Schematic illustration of the samples extracted from the dissimilar metal welds.



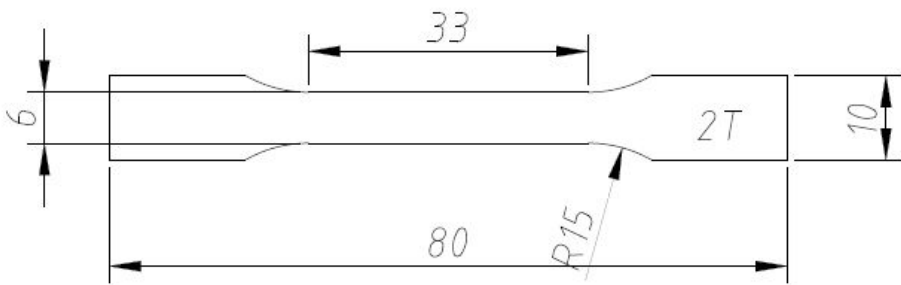
## 제 4 절 기계적 특성 평가

시효 시간에 따른 각 시험편의 기계적 특성을 평가하기 위해 경도시험을 수행하였다. 경도시험은 10 mm × 10 mm 그리고 두께를 5 mm로 기계 가공하고 표면을 연마지 #80에서 #2000번까지 기계 연마후 입자 직경이 1 μm 알루미나 페이스트를 이용하여 최종 연마하였다. 경도 시험은 ASTM E384규격에 준하여 시편 당 10번 측정하고 각 압흔 간 거리는 압입에 의한 표면 소성변형 영향을 무시할 정도로 압흔 직경의 10배 이상 떨어진 지점에서 다음 압흔에 대한 경도를 측정하였다. 정밀한 경도 측정을 위해 미소 비커스경도시험기(Shimz, HMV-FA)를 사용하였다. 시험 중 압입 하중은 2kg으로 하중 시간은 10s로 하였다.

인장 시험은 ASTM E8 규격에 따라 판상의 형태로 시험편을 제작하였다. AISI 316L, SA 508 Gr.3 모재의 게이지 길이는 33 mm, × 2 mm × 6 mm의 판상으로 제작하였다. 이중금속용접부는 게이지 길이 30 mm × 2 mm × 6.25 mm의 판상으로 제작되었다. 인장시험 속도는 3 mm/min으로 유압식 만능 시험기 (MTS landmark servohydraulic test system)로 측정하였다. 시험편의 규격은 Fig 3. 4에 나타내었다.



(a)



(b)

Fig. 3. 4. The dimension of the tensile specimen; (a) dissimilar weld metal, (b) base metal.

## 제 4 장 결과 및 고찰

### 제 1 절 모재

#### 1. AISI 316L

Fig. 4. 1은 AISI 316L 시효 시험편의 표면 조직을 광학 현미경으로 관찰한 사진이다. Fig. 4. 1. (a)에서 보는 바와 같이 시효 초기 상태는 결정립들이 다각형의 형태를 보이고 대부분의 결정립에서 어닐링 쌍정이 관찰되었다. Song등은 어닐링 쌍정이 등축립의 오스테나이트 결정립 내부에 존재한다고 보고하였다[20]. Fig. 4. 1. (a)에서 입계의 계면 상에서 어두운 부분으로 보이는  $\delta$ -ferrite도 관찰되었다. 이는 주조와 압연 공정 과정에서 생성된 어닐링 쌍정과  $\delta$ -ferrite이며 전체적으로 변형 조직의 결정립을 나타내었다[21]. Fig. 4. 1. (b)는 100 시간 시효가 진행되었을 때의 광학현미경 사진으로 결정립계가 뚜렷이 관찰되고 결정입계의 쌍정들이 약간 감소하였다. 또한 결정립의 모양이 다각형에서 구형으로 변한 결정립들이 다수 관찰되었다. 이는 변형조직을 보이는 초기 공정 상태에 비해 100 시간 열화동안 다소 변형 조직의 회복이 나타난 것으로 생각된다. 1000 시간의 시효 후 결정립 내에 존재하였던 어닐링 쌍정은 Fig. 4. 1. (c)에서 보듯이 광학현미경으로 관찰되지 않을 정도로 대부분 사라지고, 입계 면에 어두운 부분으로 존재하는  $\delta$ -ferrite가 입계를 따라 영역이 확대되어 관찰되고 결정립의 모양은 거의 구형의 형태를 갖게 되었다. 5000 시간 시효 이후 결정립은 더욱 구형화가 진행되었지만 평균 결정립 크기의 변화는 관찰되지 않았다. 또한 1000 시간 시효가 진행됨에 따라 입계 석출물이  $M_{23}C_6$ 의 석출이 진행되었다. 위와 같은 미세조직적 변화를 정량적으로 평가하여 Table 4. 1에 표시하였다.

쌍정 분율은 전체 결정립 당 쌍정을 포함하는 결정립의 개수로 하여 약 1000 여개의 결정립에 대하여 정량화를 하였다. 결정립의 크기는 이미지 분석기를 사용하여 약 700 여개의 결정립에 대하여 측정하고, 결정립에 대한 장축과 단축의 비를 이용하여 형상비를 나타내었다. 이 형상비가 '1'이 되면 완전한 원형을 의미한다. Fig. 4. 1과 같이 쌍정은 100 시간까지 존재하고 1000 시간에서는 대부분 회복되어

광학 현미경 상에서 관찰되지 않았다. 그리고 결정립의 크기는 조대한 결정립과 미소한 결정립이 동시에 증가하여 산술적으로 평균 결정립의 크기가 유사하게 나타나 평균 결정립의 크기 변화는 크게 나타나지 않았다. 결정립의 형태는 초기 다각형 형태의 결정립이 100 시간에서 구형화가 진행되었다. Fig. 4. 2는 결정립의 크기를 정량화 한 결과를 나타내었다. 분포도에서 확인한 것처럼 평균 이하 수십 마이크로 크기의 결정립의 개수도 증가하였고 또한 평균 이상의 조대한 결정립의 개수도 증가한 것으로 나타났다. 분포도 결과에서 최대 피크를 보이는 결정립 크기는 약간의 변화가 있지만 이들의 산술 평균에 의해 결정된 평균 결정립의 크기에는 변화가 없었다. 하지만 장시간 열처리로 인해 재결정화와 결정립 성장 등으로 미소한 결정립의 크기와 조대한 결정립의 증가가 동시에 나타난 것으로 판단된다.

본 연구에서 사용된 오스테나이트기 AISI 316L 강은 Fig. 4. 1에서 나타낸 바와 같이 초기 결정립계 주위에  $\delta$ -ferrite가 상당량 분포하고 있다.  $\delta$ -ferrite는 BCC 구조이다.  $\delta$ -ferrite의 존재는 조직의 성장을 억제하고 전위 이동에 강한 장벽 역할을 하기 때문에 강재의 강도 특성을 증가시킨다. 그러나 장시간 열처리에 따라 안정상인  $\sigma$ -phase로 상변태가 나타나게 되는 것으로 잘 알려져 있다.  $\sigma$ -phase은 Tetragonal 구조로 되어 있으며,  $\delta$ -ferrite 혹은  $\delta$ -ferrite 지역 Cr이 25~30%인 곳에서 생성이 된다. 또한 감마 오스테나이트에서 직접 생성되기도 한다. 본 연구에서도 이러한 상변화를 관찰하고자 X선 회절 시험을 수행하였다[22~25].

Fig. 4. 3. (a)는 각각의 시험편에 대하여 X선 회절 분석을 수행하고 0 시간, 1000 시간, 10000 시간에 대한 대표적인 회절 결과를 나타내었다. Fig. 4. 3. (a)에서 관찰한 결과 0 시간에서 기지인 오스테나이트 뿐 아니라  $\delta$ -ferrite의 회절선도 관찰되어 이는 Fig. 4. 1에서 광학현미경으로 관찰한 결과와 일치하고 있다. 하지만 10000시간 열처리된 시편에서는  $\delta$ -ferrite의 회절선이 관찰되지 않아 X선 회절분석으로 측정되지 않았다.  $\delta$ -ferrite의 정량적인 분석을 위해 현미경 분석과 페라이트 스코프, XRD를 이용하여 측정하고 이를 Fig. 4. 3. (b)에 나타내었다.

광학 현미경 관찰에서는 열처리 시간에 따라서  $\delta$ -ferrite가 증가한 결과를 보였다. 하지만 페라이트 스코프의 측정 결과 열처리 시간에 따라서  $\delta$ -ferrite는 점차 감소하고 5000 시간과 10000 시간에서는 거의 측정되지 않았다. 이는 X선 회절 분석으로 측정한 결과와 유사한 결과를 나타내었다. 현미경을 이용한 측정은 컨트라스트를 기본으로 하기 때문에 결정립계에 존재하는  $\delta$ -ferrite와  $\sigma$ -phase을 구별하는 것이 불가능하기에 나타난 결과로 판단되며, 시간에 따라서 시그마상이 변태되

고 생성되므로 컨트라스트로만 측정된 결과가 증가한 것으로 과대평가 될 수 있다.

Fig. 4. 4. (a)에서 입계에만 존재하는  $\delta$ -ferrite가 100 시간부터는 형태가 달라짐을 확인 할 수 있다. 입계에 존재하는  $\delta$ -ferrite가 1000 시간 시효가 진행됨에 따라  $\sigma$ -phase로 변태하면서 입계에만 있던 석출물들이 서로 연결되고, 입내까지 성장하고 영역이 넓어짐을 보여준다. 시효 시간이 점점 증가함에 따라 그 영역은 점차 넓어졌다. Chun등은 광학현미경에서 컨트라스트 차이로 확인할 수 없었던  $\delta$ -ferrite와  $\sigma$ -phase의 구분을 EBSD를 통해 확인하였다[26].

Fig. 4. 5은 AISI 316L강의 장시간 시효 시험편에 대한 EBSD로 얻어진 IPF(Inverse Pole Figure) 이미지이다. 광학현미경과 주사전자현미경으로 정확히 구분할 수 없었던  $\delta$ -ferrite와  $\sigma$ -phase를 구분하였다. Fig. 4. 5. (a)에서 보는 바와 같이 0시간에서 오스테나이트 입계에  $\delta$ -ferrite가 존재하고  $\sigma$ -phase의 존재는 거의 확인할 수 없었다. 이러한 결과는 Fig. 4. 1. (a)와 Fig. 4. 4. (a)에서 확인하였다. 하지만 10000 시간 시효가 진행됨에 따라 Fig. 4. 5. (b)에서  $\sigma$ -phase이 입계를 타고 영역이 넓어짐에 따라  $\delta$ -ferrite와 함께 존재함을 확인 할 수 있었다. 하지만  $\delta$ -ferrite의 영역은 장시간 시효가 진행되었던 10000 시간이 0 시간의 영역보다 감소하였음을 확인 할 수 있었다. 또한  $M_{23}C_6$ 는 입계 뿐 아니라 입내에도 전체적으로 분포됨을 확인 할 수 있었다.

Fig. 4. 6은 장시간 열화에 따른 비커스 경도를 나타내었다. 100시간 열화가 되었을 때, 급격한 경도의 증가를 나타내고, 1000시간 이후에는 감소한 후 다시 증가하였다. 100시간 열화가 진행되었을 때, 광학현미경과 주사전자현미경에서 관찰된 바와 같이 입계와 입내에 미소한 석출물들이 생성되어 석출 강화 효과에 기인할 것으로 생각된다. 특히 오스테나이트 스테인레스 강인 AISI 316L의 경우 Fig. 2. 4에서 확인한 바와 같이  $\sigma$ -phase,  $\chi$ , Laves등이 석출이 된다고 알려져 있다[8]. 시효를 한 시험편에 대해서 잔사추출을 하여 분말의 석출물을 얻어 XRD를 측정하였다. 그 중에 시효 초기에 입내와 입계에 주된 Cr 탄화물에 의한 경도 증가가 지배적이라고 할 수 있다. 이후 경도의 급격한 감소가 1000 시간에서 나타났고 입계에 존재하던  $\delta$ -ferrite와  $\sigma$ -phase로 상변화하면서 나타난다. Fig. 4. 7. (a)에서  $\sigma$ -phase의 피크가  $\gamma$  피크 옆에서 나타났으며 시효가 진행됨에 따라서 피크 분율은 증가하였다. 이러한 결과는 Fig. 4. 1과 4에서 확인한 결과와 일치하고 있다. 열처리전의  $\delta/\gamma$ 의 계면은 매우 높은 계면 에너지를 갖으며, 정합 계면을 형성하고 있다. 하지만  $\delta \rightarrow \sigma$  상변태가 일어나면 부정합의 계면이 늘어나고 계면 에너지도 감소

하게 되므로 경도는 감소하게 된다[27]. 이후 다시 경도가 증가하는 것은 기지 내 Cr석출물 이외에  $\sigma$ -phase의 증가 이외에  $\chi$ -phase, Laves의 석출물의 생성이 이루어지기 때문에 경도는 증가하게 된다[8,28-30].

Fig. 4. 8과 9는 각각 열화에 따른 응력-변형률 곡선과 그에 따른 최대인장강도와 항복강도를 표시한 그림이다. 항복강도와 최대 인장강도는 100 시간 시효를 진행하였을 때 증가하였고, 1000 시간에 감소하였다가 다시 증가하였다. 그러나 연신율은 시효시간이 증가함에 따라 감소하였다[31]. 100 시간에서 강도 증가는 초기 공정과정에서 생성되었던 변형들과 결함들이 열처리에 의해 해소되었기 때문으로 생각된다. 1000 시간에서는 취성이 강한  $\sigma$ -phase이 영역을 넓혀감에 따라 강도가 감소한 것으로 보인다. 하지만 취성이 강한  $\sigma$ -phase이 시효 시간이 증가함에 따라 영역이 넓어지면서 연신율의 감소를 가져온 것으로 생각된다. 5000 시간 이상 시효가 진행되었을 때, 미소한 강도의 증가는 1000 시간까지 입계에만 석출이 되었던  $M_{23}C_6$ 가 입내에 석출이 되어 증가한 것으로 보인다. Fig. 4. 10은 인장 시험 후 파단면을 나타내었다. 0시간 파단면은 전형적인 연성 재료에서 나타나는 덩플을 나타내고 있다. 100 시간 시효가 진행된 시험편의 파단면은 취성이 강한  $\sigma$ -phase의 흔적이 나타났고, 시효 시간을 1000 시간 이상 수행했을 때,  $\sigma$ -phase의 영역이 점점 넓어짐을 확인 할 수 있다. 이러한 결과는 Fig. 4. 1과 4에서 확인하였듯이 입계에 존재하였던  $\delta$ -ferrite가  $\sigma$ -phase와  $M_{23}C_6$ 의 석출이 입계를 따라 영역을 넓혀갔기 때문이다. Yoo등은 열화가 진행됨에 따라 오스테나이트기 스테인레스 강의 파단면에서 덩플의 크기가 작아지고 알아짐을 확인하였다고 보고하였다[32]. 본 실험에서도 0 시간에서 오스테나이트기 스테인레스 강이 가지는 큰 덩플이 대부분 존재하고 있다. 하지만 열화가 진행됨에 따라 덩플의 크기는 점점 작아지고 알아짐을 확인 하였다. Table 4. 2는 장시간 시효 시편에 대한 인장시험 후 인장특성에 대해 표로 나타내었다.

스테인레스 강에서 부식저항성을 가장 향상시키는 원소로 Cr, Mo, Ni등이 있다. 시효가 진행됨에 따라, Cr, Mo, Ni등인 만드는 탄화물이나 금속간 화합물로 인해 부식 저항성이 저하된다. Fig. 4. 11은 AISI 316L 강의 시효 시간에 따른 부식저항성을 평가하기 위해서 전기화학적 방법인 분극실험을 수행하였다. Fig. 4. 11. (a)는 분극실험 후 얻어진 분극 곡선이다. Fig. 4. 11. (b)는 시효시간에 따른 부식속도를 Tafel 분석법에 의해 얻어진 부식속도를 나타내었다. 0 시간에서 부식속도가 가장 빨랐으며, 시효가 진행됨에 따라 부식속도는 감소하였다. Mária DOMÁNKVÁ 등

은 40% 냉간압연 하였을 때, 결정립에 높은 에너지가 생겨 탄화물의 생성이 쉽게 된다고 보고하였다[33]. 본 연구에서 0 시간의 부식속도가 빠른 이유 역시 냉간 압연의 영향으로 인해 Cr탄화물의 생성이 큰 원인으로 생각된다. Sahlaoui등은 입계에 Cr 탄화물이 만들어지면 Cr 고갈영역이 생성된다고 보고하였다. 또한 온도가 높을수록 Cr의 확산이 활발하여 Cr 탄화물이 만들어진다고 하더라도 입내에 다시 재균질화가 진행된다고 보고하였다[34]. 100 시간 시효가 진행됨에 따라 냉간 압연에 의한 변형은 회복되었고, Cr이 입내 전체로 확산되기 때문에 부식 저항성이 향상된 것으로 생각된다. 시효 시간이 증가함에 따라 부식 속도가 감소하는 이유는 입계에서 Cr 탄화물의 석출은 계속 진행되지만 입내에서 시효시간이 증가함에 따라 입내 Cr 확산되어 재균질화가 진행되었기 때문으로 생각된다.

Table 4. 1. Microstructural characterization of AISI 316L steel observed by Optical microscope

Aging Time (h)	Twin fraction (%)	Grain size ( $\mu\text{m}$ )	Aspect ratio
0h	63	56	0.56
100h	60	55	0.60
1000h	0	55	0.61
5000h	0	62	0.63
10000h	0	59	0.64

Table. 4. 2. Mechanical properties of AISI 316L steel after to long-term aging

Aging Time (h)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Toughness ( $\text{MJ/m}^2$ )
0h	323	608	69	379
100h	340	648	65	379
1000h	288	590	59	313
5000h	321	627	54	303
10000h	332	650	52	304



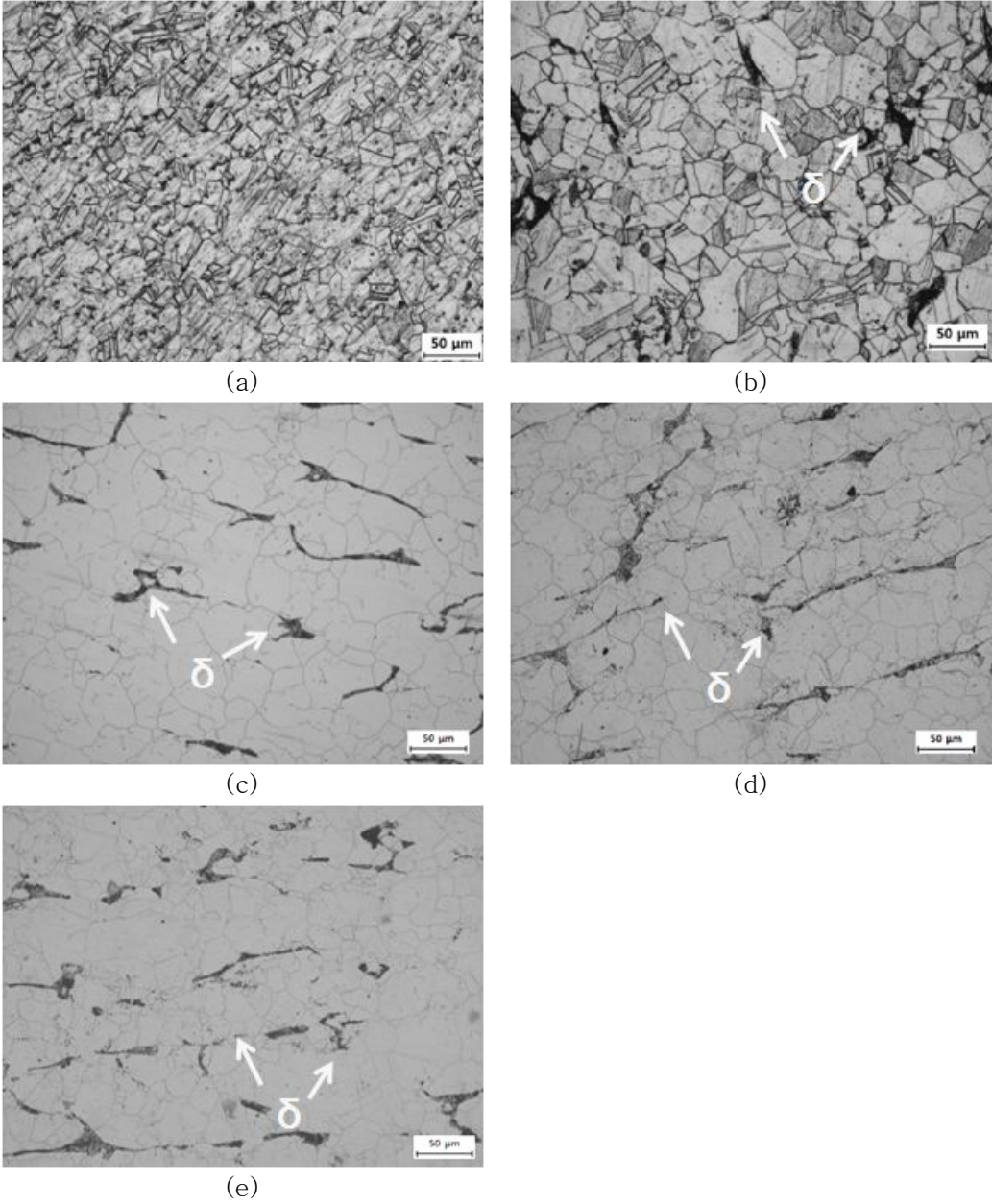


Fig. 4. 1. Optical micrographs of AISI 316L base metal microstructures with long-term aging; (a)0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (d) 10000 h.

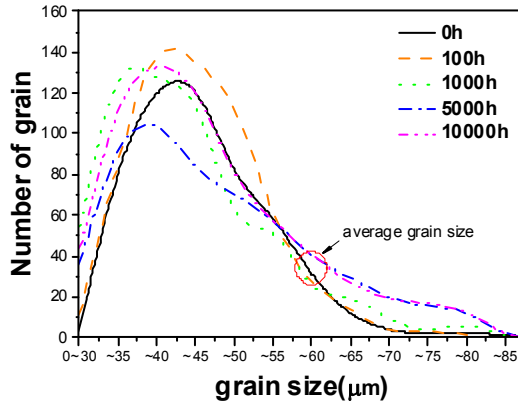


Fig 4. 2. The distributions of the grain size at each aging time.

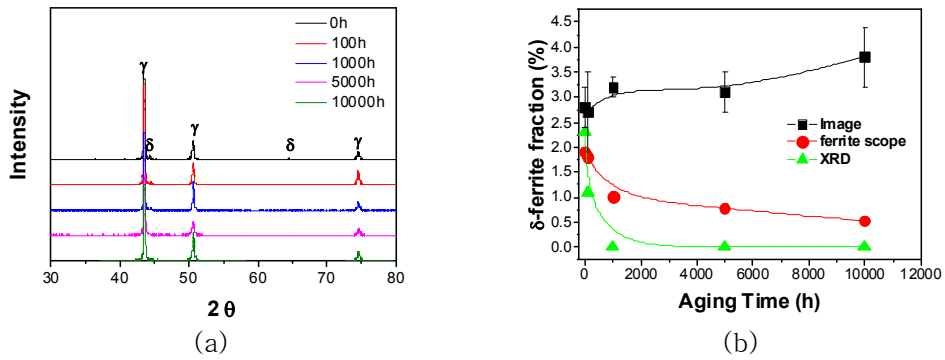


Fig. 4. 3. Variation in  $\delta$ -ferrite with long-term aging of AISI 316L; (a) XRD patterns and (b) fraction of  $\delta$ -ferrite.

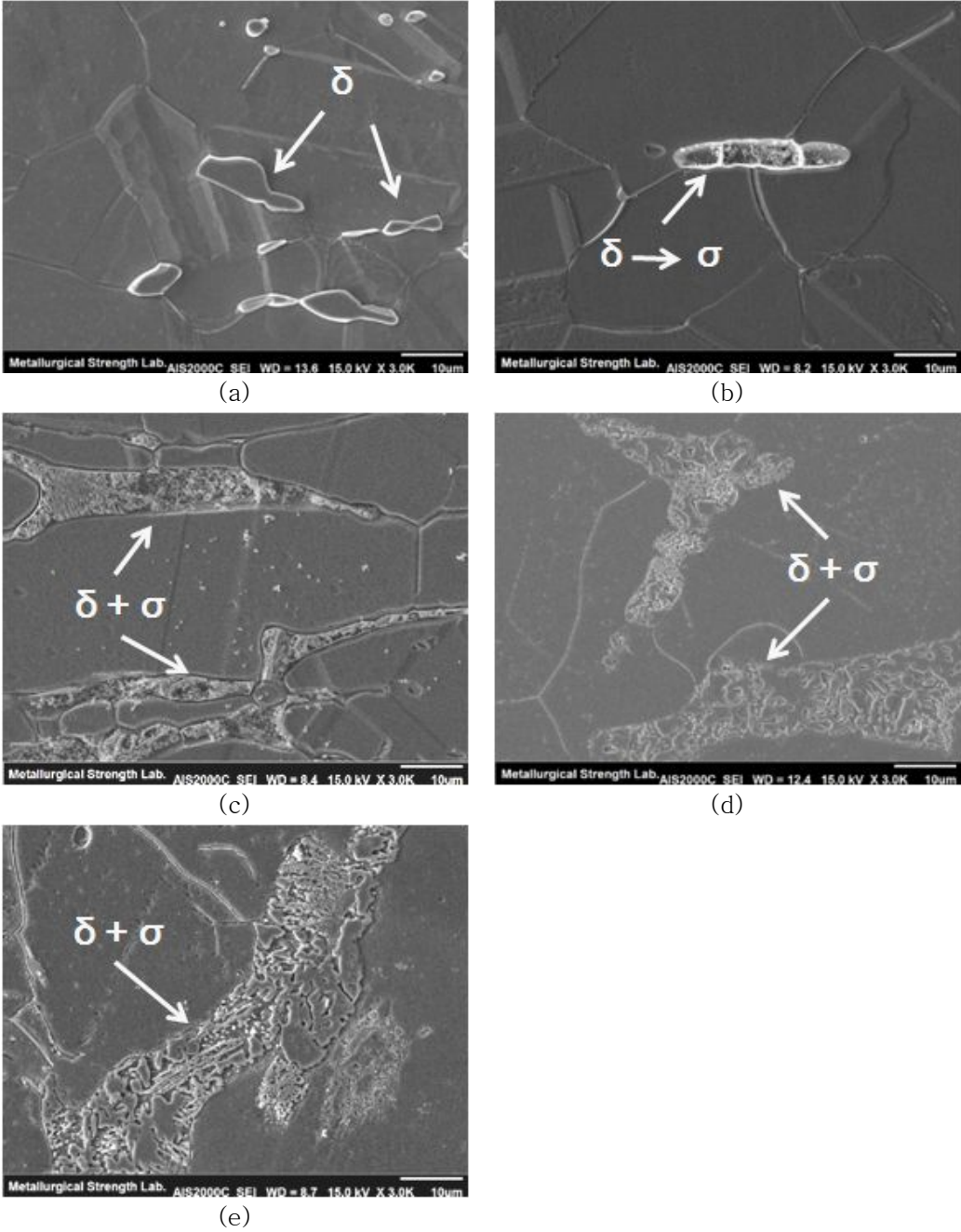
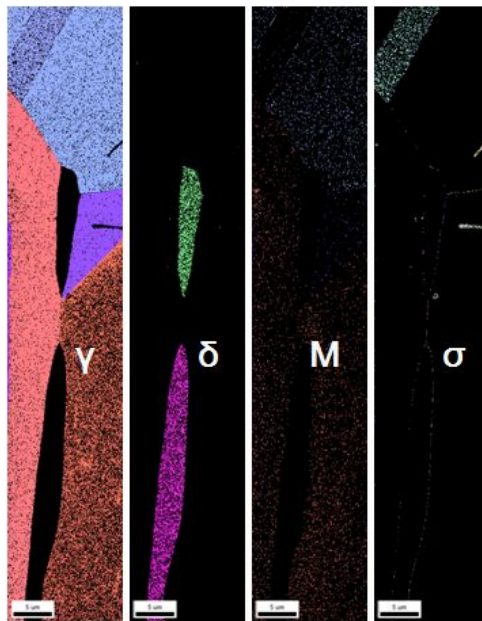
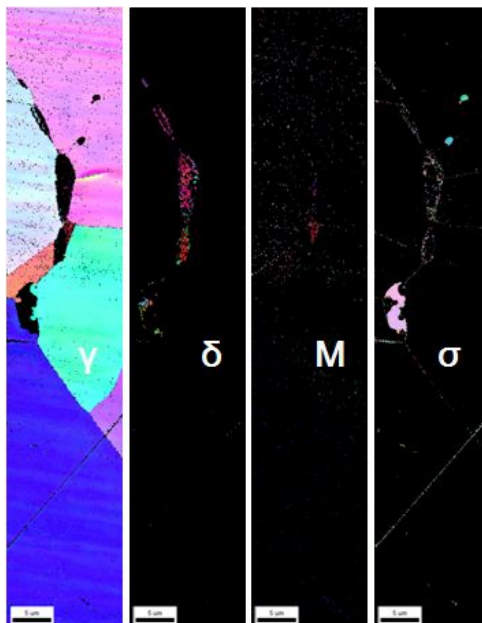


Fig. 4. 4. SEM micrographs at each long-term aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h, and (e) 10000 h.



(a)



(b)

Fig. 4. 5. Electron back-scattered diffraction IPF map with long-term aging of AISI 316L; (a) 0 h and (b) 10000 h.

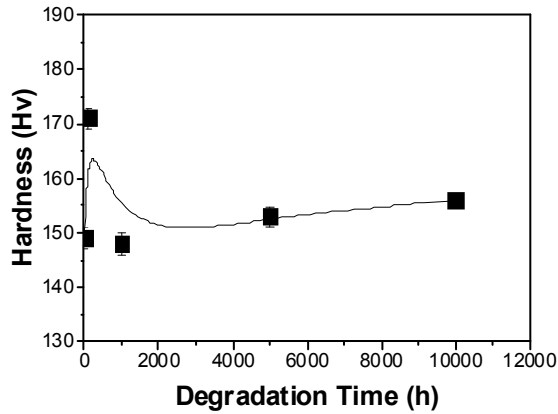


Fig 4. 6. Variation in microhardness as a function with aging time.

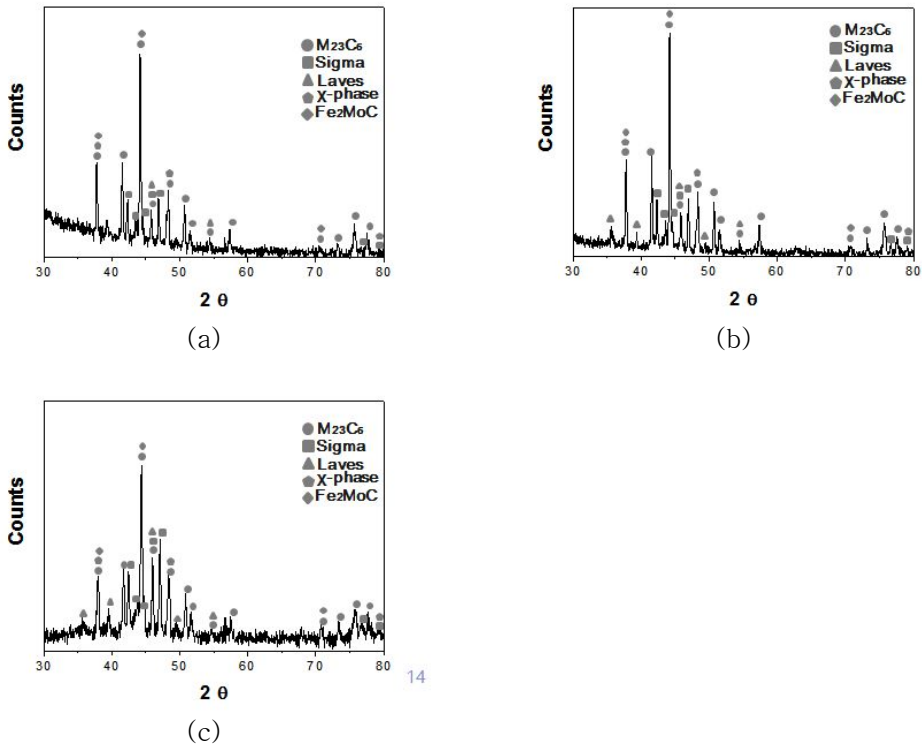


Fig 4. 7. X-ray diffraction profile of the extracted residues of AISI 316L; (a) 1000 h, (b) 5000 h and (c) 10000 h.

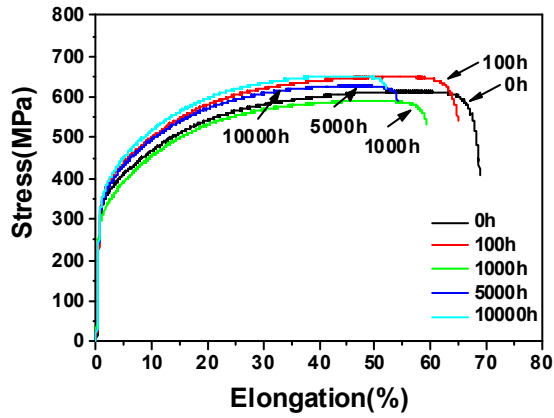


Fig 4. 8. Variation in stress-strain curve as a function of aging time.

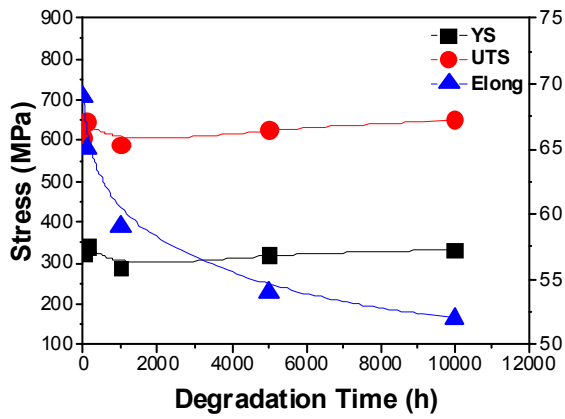


Fig 4. 9. Variation in tensile strength as a function of aging time.

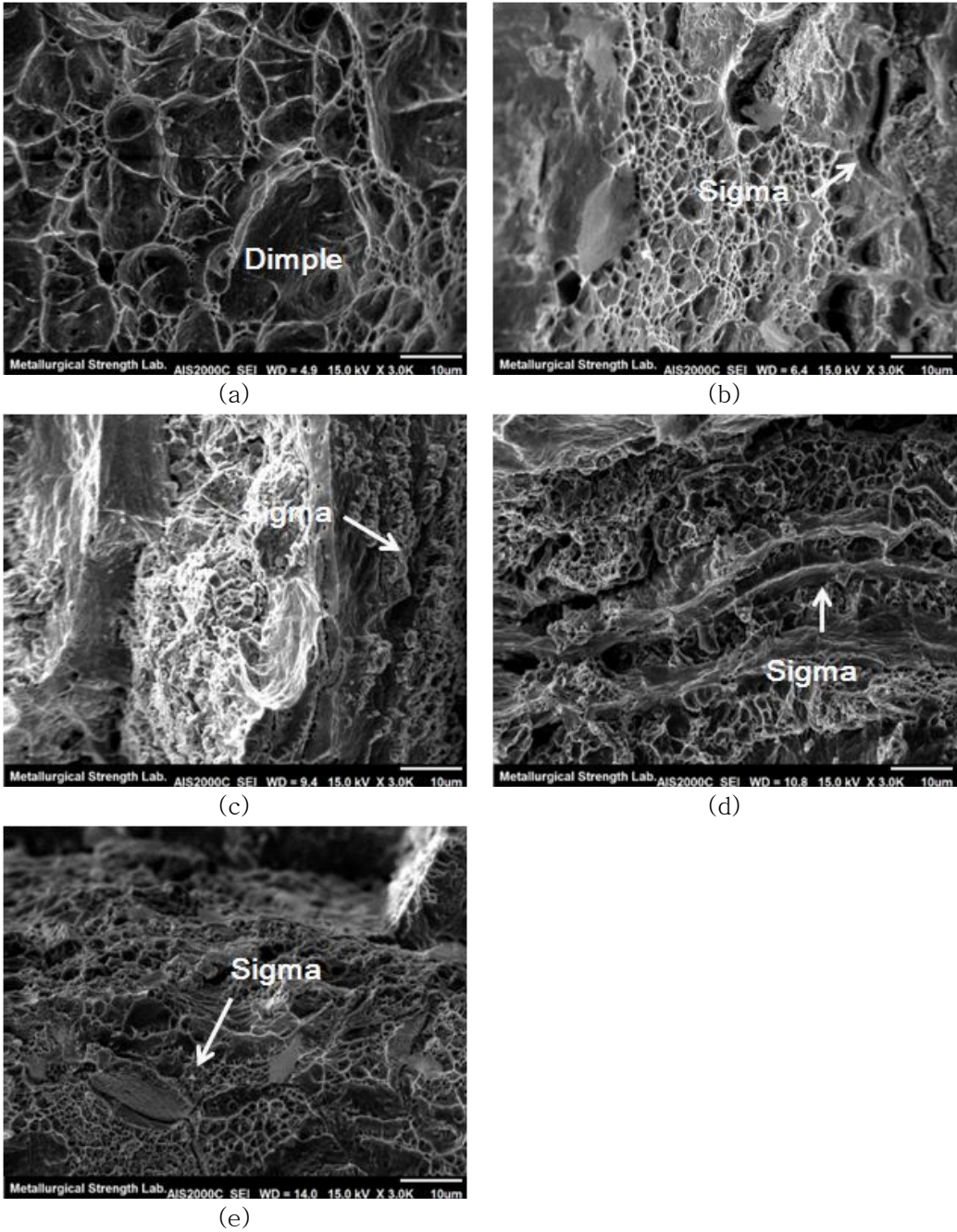


Fig. 4. 10. Variation in tensile fracture surface as a function with aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.

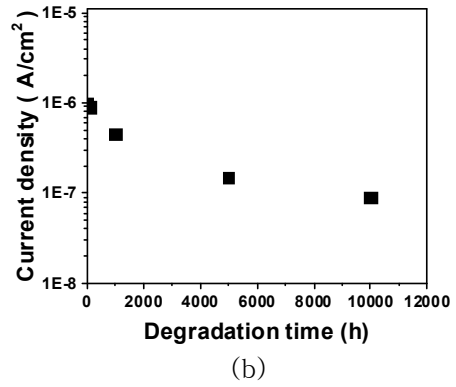
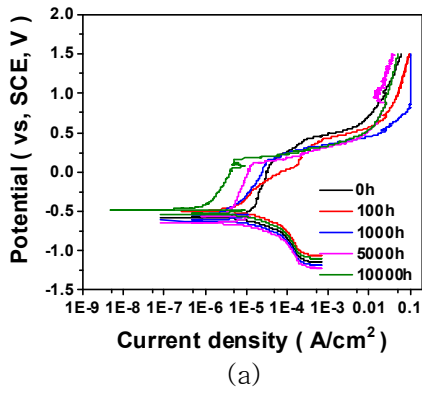


Fig 4. 11. Variation in electrochemical properties with long-term aging time; (a) electrochemical polarization and (b) corrosion rate.



## 2. SA 508 Gr.3

Fig. 4. 12는 장시간 시효가 진행된 SA 508 Gr.3 시험편의 표면 조직을 광학현미경을 관찰한 사진이다. Bhadeshia등은 하부 베이나이트는 일반적으로 페라이트와 탄소가 풍부한 상의 혼합상으로 형성되어 있다고 보고하였다 [35-36,46]. 열화 전 초기 상태는 전형적인 베이나이트 조직으로 기지 내 래스가 잘 발달되어 있다. 100 시간과 1000 시간의 시효가 진행되면서 래스 주위의 석출물들이 기지내 재고용과 래스의 회복이 관찰되었다. 결정립의 크기는 큰 변화가 없고 석출물의 재고용과 래스 경계의 붕괴로 5000 시간과 10000 시간에서는 모든 결정립에서 입내에 관찰되었던 래스 경계의 석출상들이 관찰되지 않았다. 그리고 결정립의 모양도 상당히 구형화가 되었다. 시효 시간이 증가함에 따라 래스를 고착시키고 있던 래스 경계 주위의 미세 석출물은 기지내로 재고용되므로 더 이상 래스의 고착역할을 못하므로 래스는 소멸되는 것으로 판단된다.

Fig. 4. 13은 SA 508 Gr.3의 주사전자현미경 사진을 나타내었다. 광학현미경에서와 마찬가지로 0 시간에서는 하부 베이나이트에서 나타나는 래스 형태를 갖는 미세조직을 확인할 수 있다. 입내 뿐 아니라 입계에서 많은 탄화물들이 존재하고 있다. Kim등은 초기 오스테나이트 입계와 래스에 시멘타이트와 탄화물이 존재한다고 보고하였다[9,37,41,44]. 1000 시간 시효가 진행되었을 때, 래스 경계가 상당히 붕괴가 되고 0 시간에 비해 입내 석출물의 크기는 크게 감소되었고, 입계 석출물은 반대로 조대해졌다. 1000 시간에서는 입내의 래스는 대부분 붕괴되었으나 부분적으로 작은 석출물들이 관찰되었다. 하지만 입내에도 조대한 석출물들이 국부적으로 존재하고 있다. 이러한 결과는 Fig 4. 13에서 확인 할 수 있다.

Fig 4. 14는 표면 추출을 하여 TEM을 통해 관찰한 사진이다. Kim등은 조대한 시멘타이트들이 래스와 초기 오스테나이트 입계에 존재한다고 보고하였고, 입내에 미세한  $M_2C$ -type의 탄화물이 존재한다고 보고하였다[44,45]. 0 시간에서는 래스를 구성하고 일정한 방향으로 많은 석출물들이 배열되어 있다. 하지만 1000 시간에서는 래스를 구성하는 석출물들이 분해되고 재고용되어 미세화되었다. 10000 시간에서는 석출물들이 대부분 기지내로 고용되었으므로 석출물들은 거의 관찰되지 않는다. 0 시간과 1000 시간 관찰되었던 입계의 고립된 석출물들이 확산에 의해 조대화되고 장시간 시효에 의해 하나의 큰 석출물로 성장하였다.

Fig. 4. 14는 EBSD를 이용하여 얻은 SA 508 Gr.3의 IFP이미지를 보여주고 있다. Fig. 4. 12과 13에 관찰한 바와 같이 래스 경계에 따라 서로 다른 방위를 나타내고 있다[34,38,41]. 이러한 결과는 1000 시간까지 래스가 완전히 붕괴되지 않음에 따라 에칭의 속도가 달라 서로 다른 면들이 나타난 것으로 보인다. Fig 4. 15. (c)는 Fig. 4. 12과 13. (d)에서 확인 한 바와 같이 래스가 붕괴되어 입내에 존재하던 래스의 존재가 확인 되지 않는다. 하지만 입내와 입계에 조대한 석출물들이 존재하였다. Lee등은 SA 508 Gr.3에서 시멘타이트와 MC,  $\xi$ -phase가 안정상이라고 보고하였다[36]. Wu등은 SA 508 Gr.3에서 나타나는 대표적인 석출물로  $M_2C$ 와  $M_3C$  type이 대표적인 석출물이라고 보고하였다[37]. 입계와 입내에 존재하는 석출물들은 잘 알려진대로  $M_7C_3$ 와 시멘타이트이다. 탄화물은 시효 시간이 증가함에 따라 감소하였고, 페라이트는 증가하였다. 이러한 결과를 Table 4. 3에 나타내었다.

Fig. 4. 16은 SA 508 Cl. 3의 시효 시간에 따른 결정 방위를 나타내고 있다. Long등은 래스를 구성하고 있는 베이나이트에서 높은 분율의 저 경계각을 가지고 있다고 보고하였다[36]. 잘 발달된 lath를 구성하고 있는 0 시간의 경우 저 경계각(LABs; Low Angle Boundaries)이 높은 분율을 가지고 있다. 이는 Fig. 4. 12과 13. (a)에서 확인하였듯이 잘 발달된 래스의 영향 때문인 것으로 보인다. 결정립 내부에 석출물들이 일정한 방향으로 배열되었고, 열화가 진행됨에 따라 LABs는 점차 감소를 하고 결정립계를 형성하는 고 경계각 (RHABs; Random High Angle Boundary)의 분율은 0 시간에서 19% 10000 시간에서는 24%까지 증가하였다.

Fig. 4. 17은 장시간 시효 시간에 따른 경도의 변화를 나타내었다. 100시간에는 이미 Fig 4. 12와 13과 15에서 관찰한 바와 같이 잘 발달된 래스조직과 래스경계에 수많은 미세한 석출물에 의해서 경도는 유사하게 높게 나타났고, 변화가 크지 않았다. 하지만 1000 시간 시효 이후에서는 래스 경계가 지속적으로 붕괴되고 래스 경계상의 미세 석출물들은 기지대로 재고용되어 5000 시간 이후 SA 508 Gr.3의 강화에 크게 기여하는 래스 경계의 이동을 막고 있던 작은 석출물들의 소멸, 그리고 이로 인한 래스 미세구조의 붕괴는 완전한 페라이트 상을 갖는 미세조직을 보이게 된다. 기계적 강도 향상에 기여하는 래스 경계가 붕괴되고 석출물의 기지 내 재고용에 따라 경도의 급격한 감소가 나타난 것으로 판단된다.

장시간 재료 시효에 따른 상온 인장 실험을 하고 응력-변형을 곡선은 Fig. 4. 18에 나타내었다. 항복점 연신 등 저탄소강이 갖는 전형적인 인장곡선을 보였고, 결과에서처럼 열화 시간에 따라 강도는 감소하고 연신율은 증가하였다. Fig. 4. 19는

장시간 시효 시간에 따른 최대 인장강도와 항복강도의 변화를 나타내었다. 10000 시간 열화 후 인장강도는 37%, 항복강도는 53% 감소하였다. 이미 경도에서 기술한 대로 초기에 입내에 잘 발달된 래스 경계가 시효 시간에 따른 래스의 소멸과 lath 경계 상에 미세한 석출물들이 기지 내로 재고용되면서 래스의 고착효과가 작아서 래스 경계는 회복되어 붕괴되고 결국 소성 변형 시 전위 이동을 방해하지 못해 기계적 강도가 저하하게 된 것으로 판단된다[42]. Table 4. 4은 상온 인장시험의 여러 파라미터들을 나타내었다. 인장강도와 항복강도가 감소한 반면 연신율은 10000 시간 시효 후에 37% 증가하였고, 인성은 11% 증가하였다.

Fig. 4. 20는 상온 인장시험 후 파단면을 주사 전자 현미경으로 관찰한 결과이다. 전체적으로 전형적인 연성파괴의 양상을 보이는 딥플 파단면을 나타내었다. Liu 등은 전위 밀도가 감소할수록 딥플의 크기는 증가한다고 하였다. 열화가 지속적으로 이루어짐에 따라 전위가 작은 탄화물을 우회하여 상승하고 결정 경계에서 슬립이 용이하게 일어난다. 탄화물에 응력이 집중되면 주위에 큰 보이드를 형성한다. 큰 탄화물이 매트릭스와 동시에 변형할 수 없으므로 매트릭스에서 쉽게 벗어나 균열을 발생하게 된다고 보고하였다[40]. 재료 시효가 진행될수록 딥플의 크기가 크게 증가되었음을 명확히 보여주고 있다. 이로 인해 시효 시간에 따라 연신율이 크게 증가했음을 확인할 수 있다.

Table 4. 3. Variation in phase fraction with long-term aging time

	Ferrite	M23C6	M7C3	Fe3C
0h	73.8	0.2	12	13
100h	79	0.3	8.3	12.5
1000h	84.7	0.4	5.6	9.3
5000h	87.4	0.2	4.4	8
10000h	88.1	0.2	4.1	7.6

Table 4. 4. Variation in tensile properties with long-term aging time

	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Toughness (MJ/m <sup>2</sup> )
0h	630	683	21	150
100h	470	608	21	117
1000h	450	587	25	130
5000h	408	534	26	131
10000h	295	427	33	133

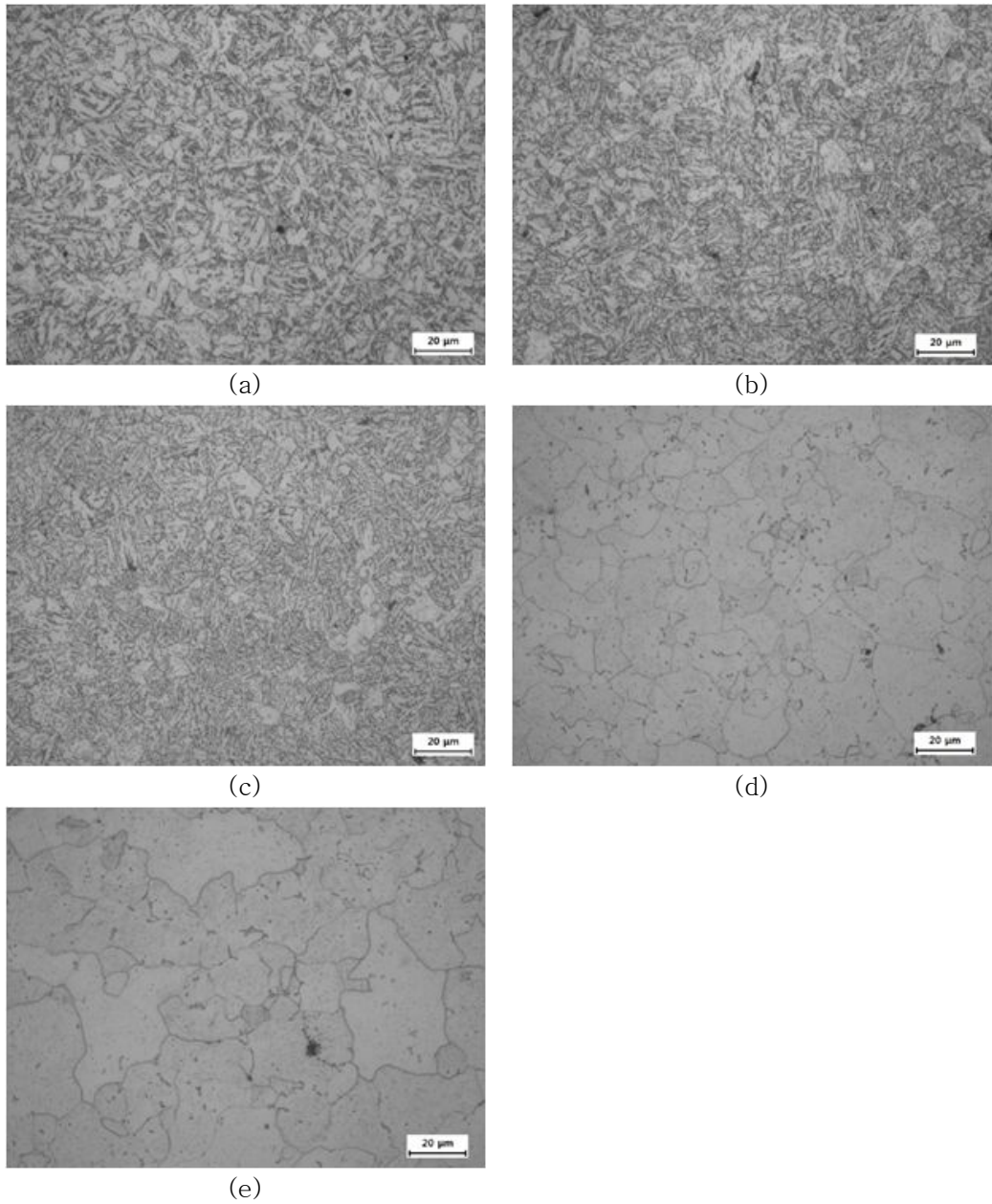


Fig. 4. 12. Optical micrographs of SA 508 Gr.3 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.

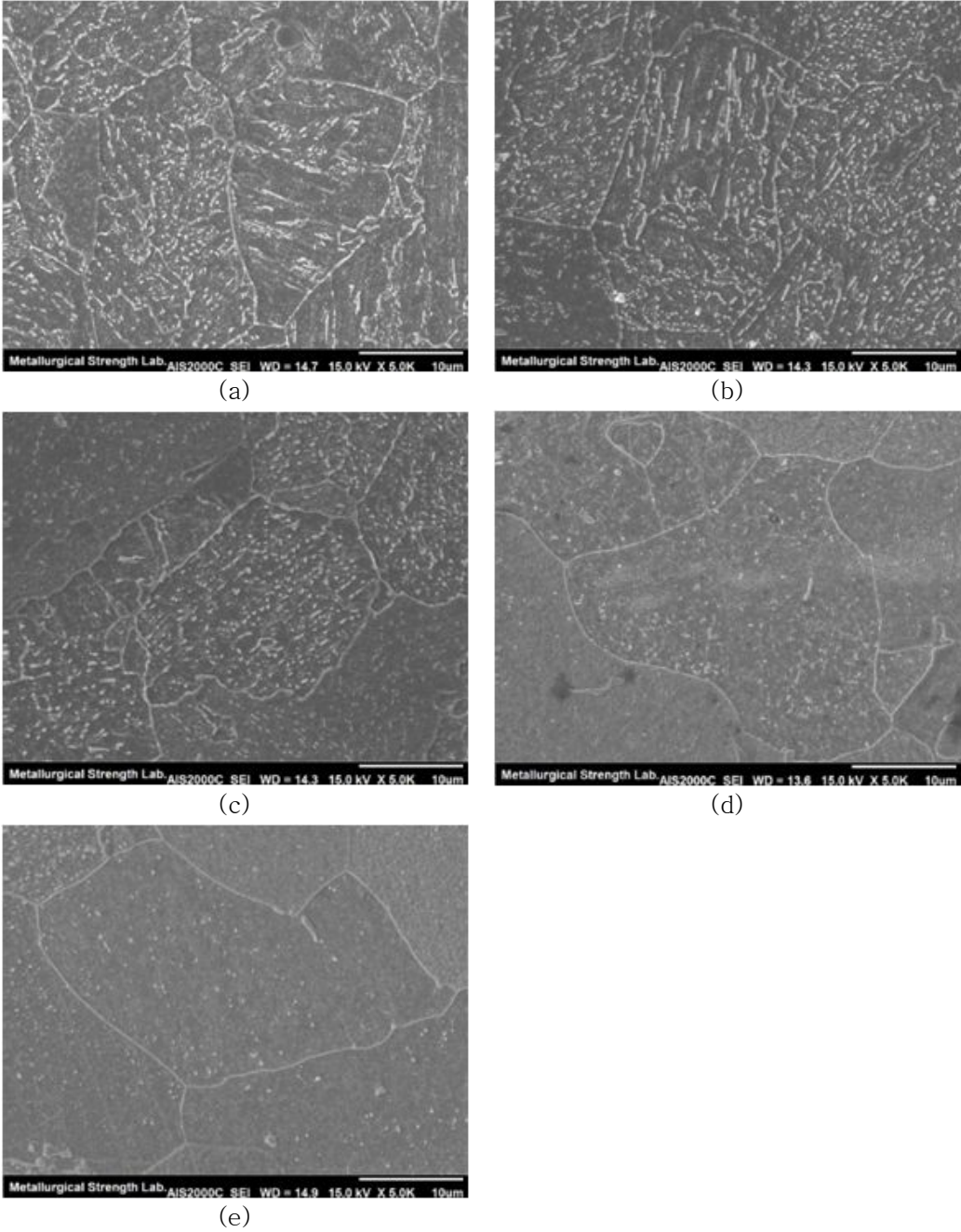
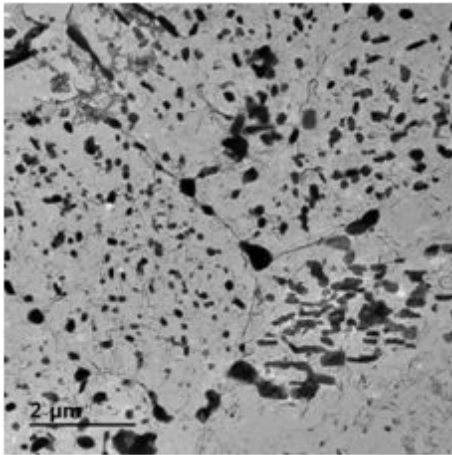
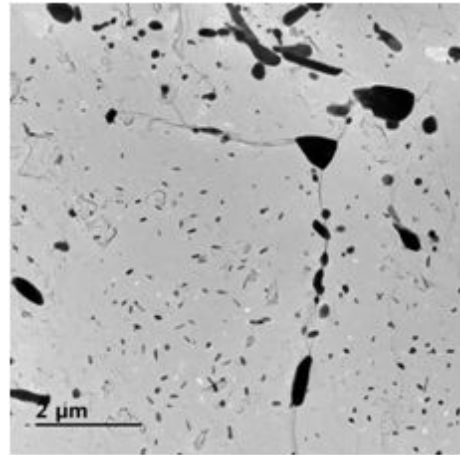


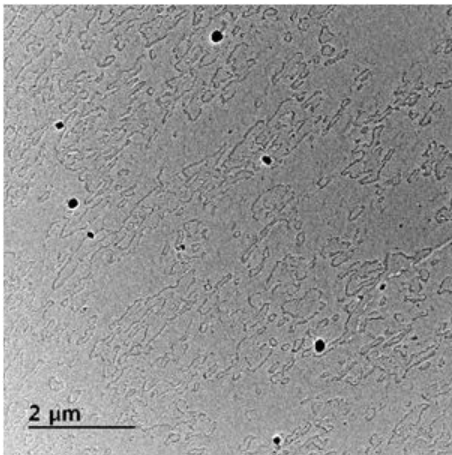
Fig. 4. 13. SEM micrographs of SA 508 Gr.3 with long-term aging; (a) 0 h ,(b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. 14. TEM micrographs of surface replication on SA 508 Gr.3 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h.

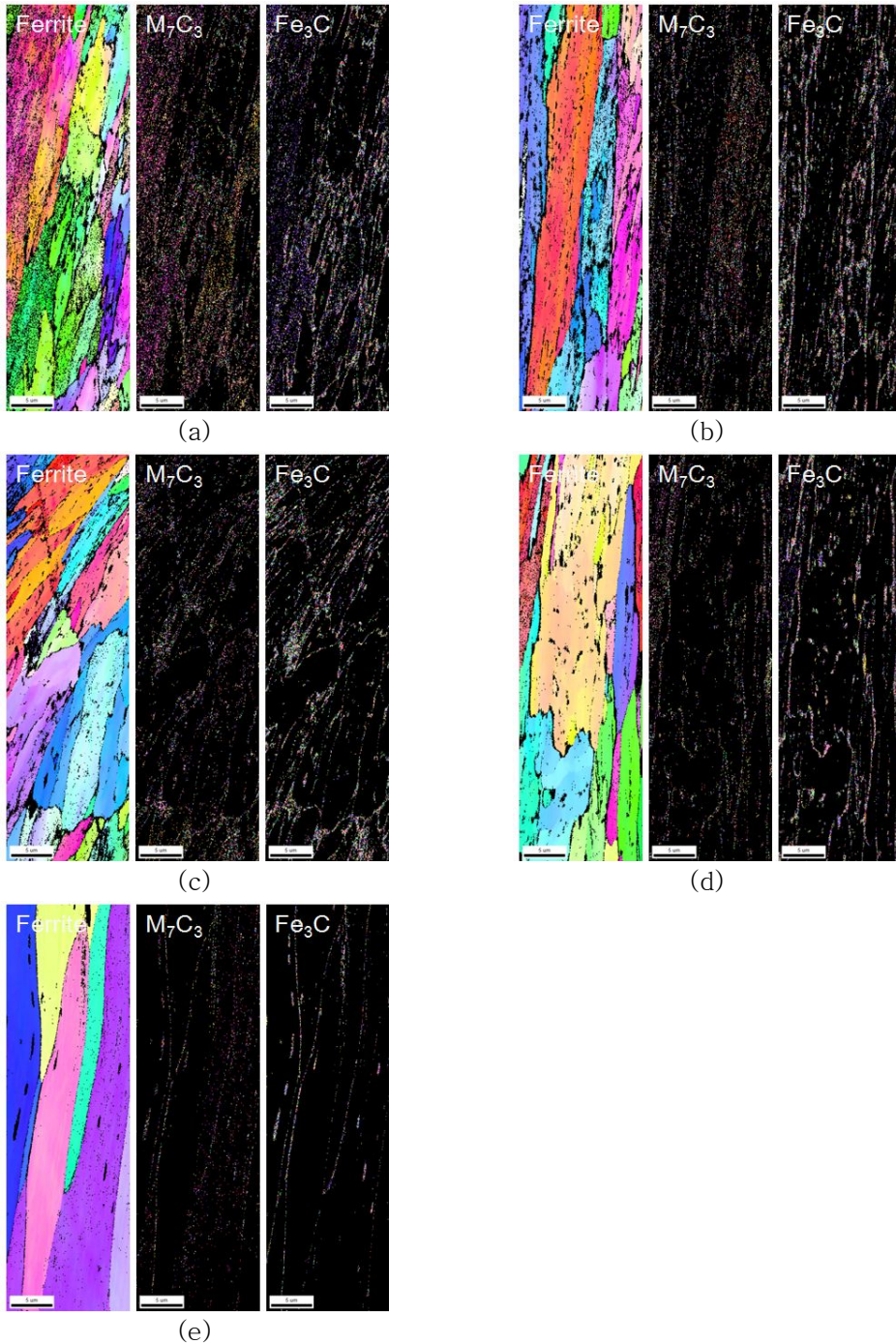


Fig. 4. 15. Electron back-scatter diffraction image with long-term aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.



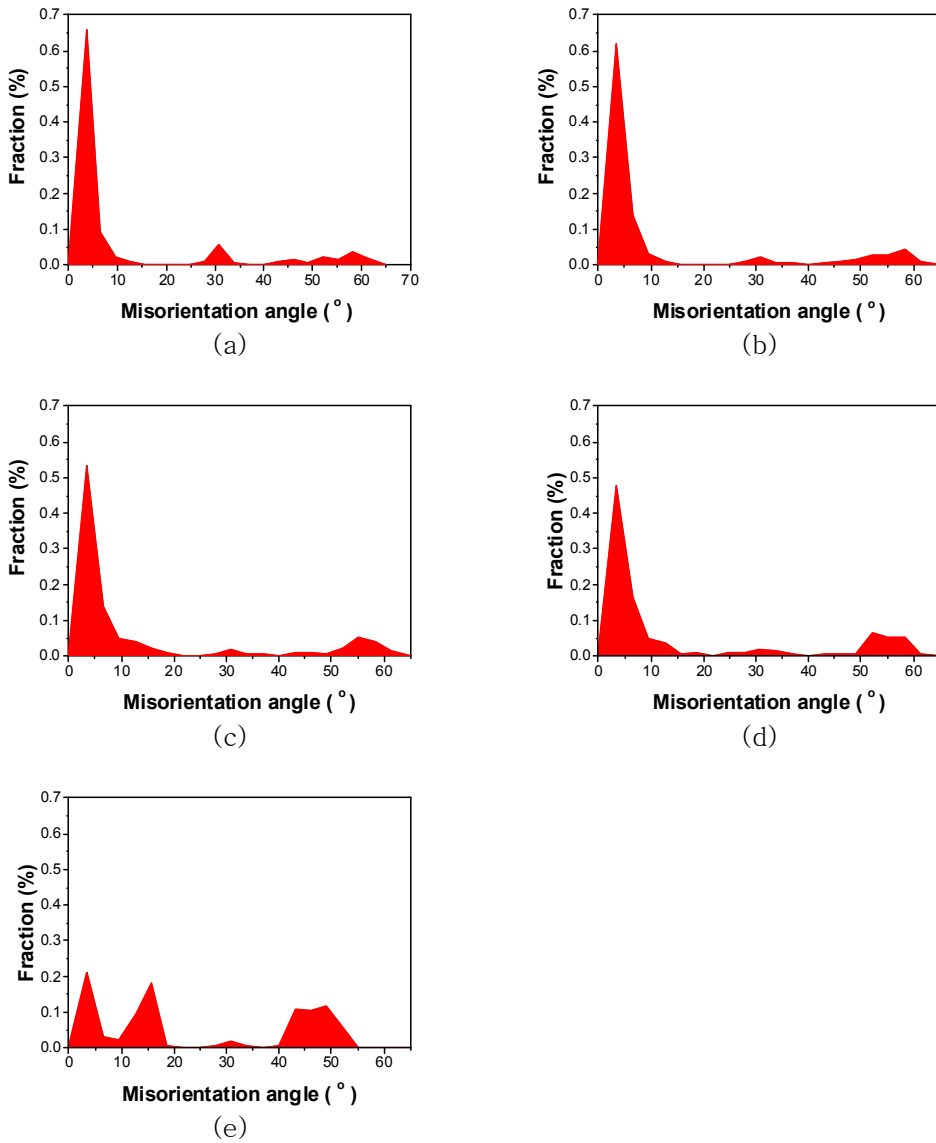


Fig. 4. 16. Variation in misorientation as a function of aging time; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.

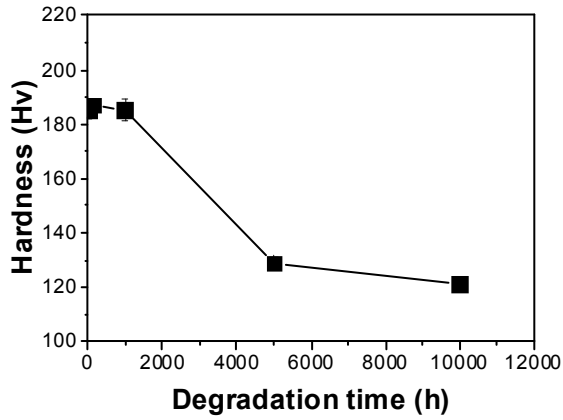


Fig. 4. 17. Variation in microhardness as a function of aging time.

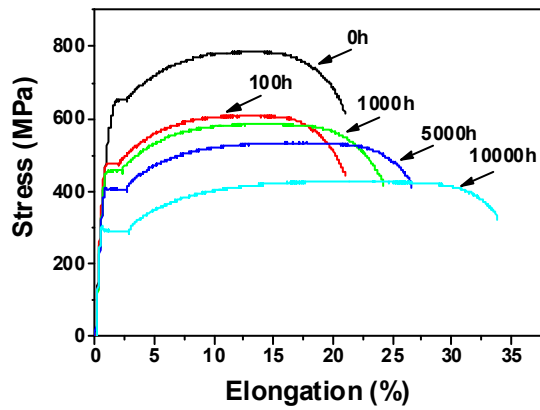


Fig. 4. 18. Variation in stress-strain test as a function of aging time.

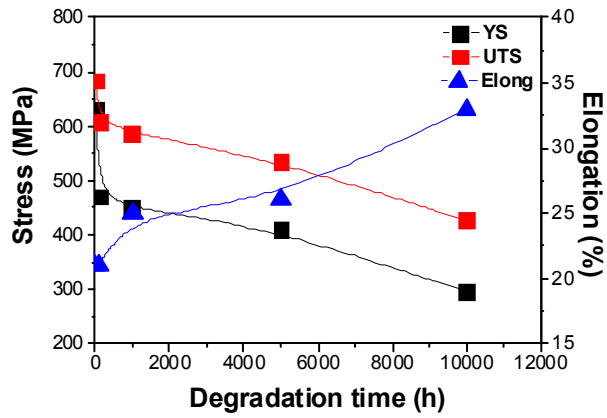
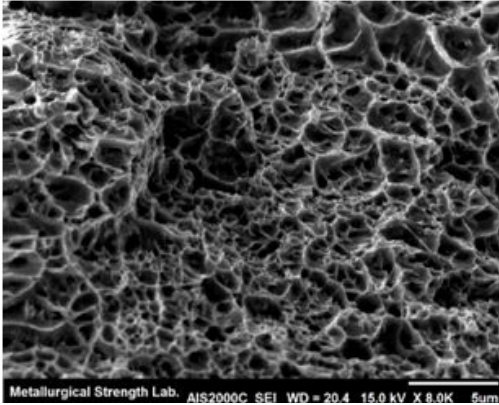
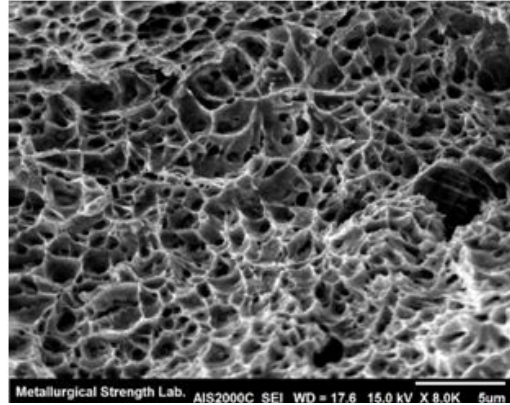


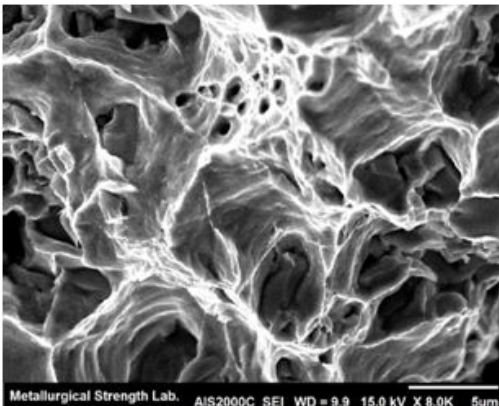
Fig. 4. 19. Variation in tensile properties as a function of aging time.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. 20. Fracture surface morphology as a function of aging time; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h.

## 제 2 절 용접금속

### 1. Alloy 82

Fig. 4. 21은 이중금속용접에 용접 금속인 니켈 기 Alloy 82의 시효 시간에 따른 다층 용접에 대한 광학현미경사진을 나타내었다. 용접조직은 수지상정을 가지고 있으며, 다층용접에 의해 경계가 생성되었다[45]. Fig. 4. 22은 Alloy 82의 용접 중앙부의 광학현미경 사진을 나타낸 것이다. As-weld 상태에서 용융금속이 응고 되는 과정에서 열이 빠져나가는 방향으로 결정립이 성장하였다. 고온에서 급격한 냉각에 의해 결정립의 크기는 균일하지 않으며, 다양한 방위의 결정립 성장이 일어났다. Moosavy등은 결정립이 응고하는 과정 동안 수지상정 입계(Interdendritic grainboundaries)에서 Nb-rich한 상들이 생성한다고 보고하였다[46]. Ramires 등은 Ni-base 용접 금속인 FM-82 금속에서 수십 nm에서 1 $\mu$ m이상의 (Nb,Ti)C을 가지고 있다 보고하였다[47]. Lim등은 Alloy 182 용접 금속에서 Cr-rich인  $M_{23}C_6$ 와 Nb 탄화물이 결정립계에 석출되고, 입내에 (Nb,Ti)C,  $Al_2O_3$ ,  $TiO_2$  산화물들이 존재한다고 보고하였다[48]. 수지상정 입계에 생성된 석출물로 인해 미세조직은 버미큘러 형태를 가지고 있다. Fig. 4. 22에서 관찰한 결과를 EPMA를 통해 관찰하고 결과를 Fig. 4. 23에 나타내었다. 응고시 생성된 수지상정 입계에 Nb가 독립적으로 존재하고 조대한 Nb 탄화물과 함께 수지상정 입계를 따라 Nb와 Mn이 관찰되었다. Lim등은 Alloy 182 용접금속에서 수지상정 입계에 Mn의 함량이 Cr과 Fe에 비해 높다고 보고하였다[49]. 본 연구에서도 수지상정 입계에 Mn의 함량이 높은 것으로 나타났다.

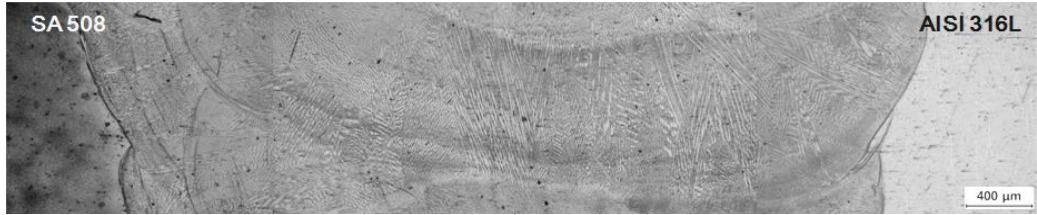
Fig. 4. 24는 Alloy 82의 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다. 용접 공정 후 0시간은 독립된 석출물들이 다양한 형태와 크기로 존재하고 있다. Zhao등은 Ni base super alloy에서 대표적인 석출상은 MC와  $M_{23}C_6$ 라고 보고하였다[50]. 형태의 구분이 다르지만 Fig. 4. 25 (a)에서 관찰 할 수 있듯이 EDS 결과는 Nb-rich한 상으로 판명되었다. 10000 시간 시효가 진행되었을 때, 입내에 존재하는 석출물들의 분해가 상당히 진행되어 Fig. 4. 25 (a)의 석출물에 비해 크기가 작아졌으며, 차이니스 스크립트 형태를 형성하고 있는 석출물들이 분해가 되어 흔적만 확인 할 수 있었다. 이러한 결과를 Fig. 4. 25 (b)를 통하여 확인 할 수 있다. 하지만 대표적인 석출

상인  $M_{23}C_6$ 는 nm크기로 관찰할 수 없었다.

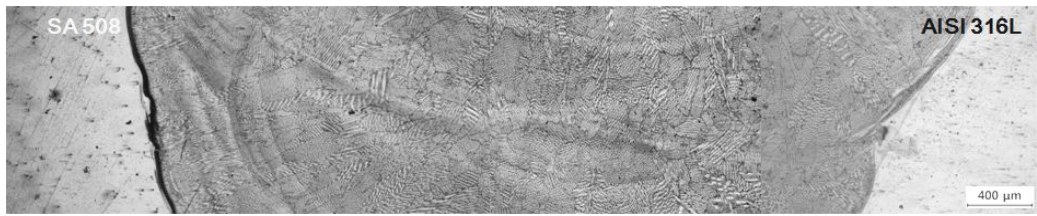
Fig. 4. 26는 용접 금속인 Alloy 82의 비커스 경도 결과를 나타내었다. 경도는 열화 시간의 증가에 따라 점차 증가하였고, 1000 시간 이후는 비슷한 경도를 가졌다. Fig. 4. 27은 Alloy 82의 격자상수의 변화를 나타내고 있다. 100 시간에서 약간의 변화는 시효 시간이 증가함에 따라서 입계와 입내에  $M_{23}C_6$ 와  $\gamma'$ 이 부정합으로 존재하기 때문인 것으로 생각된다. 1000 시간 시효가 진행되었을 때, 부정합으로 존재하는  $M_{23}C_6$ 와  $\gamma'$ 은 조대화되어 석출이 되었기 때문에 0 시간 격자상수와 비슷하게 변한 것으로 생각된다. 1000 시간에서 단일로 subgrainboundris에 존재하는 Nb-rich 상이 분해가 되기 시작하고 grainboundary에  $M_{23}C_6$ 가 석출되어졌다. 10000 시간 이후에는 Nb-rich한 석출물들이 분해되어 재 석출되었다. Ni 기 초합금의 대표적인 강화상인  $\gamma'$  ( $Ni_3Nb$ )의 석출로 인해 경도의 상승을 가져온 것으로 보인다. Albuquerque등은 NbC가 분해됨에 따라서  $\gamma'$ 상을 생성한다고 보고하였다[51]. 초기 독립적으로 존재하던 Nb-rich한 상들이 열화가 진행됨에 따라 분해가 되고  $\gamma'$ 을 석출되어 석출강화를 일으켜 경도가 상승한 것으로 보인다.



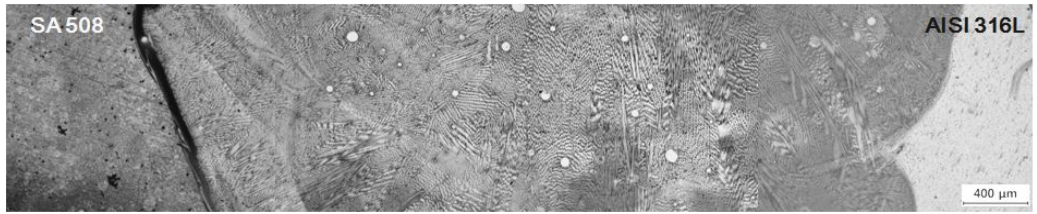
(a)



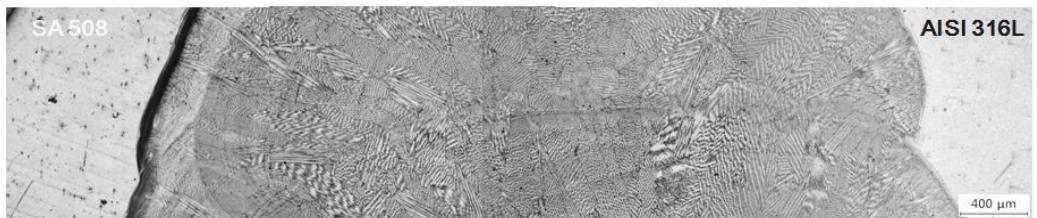
(b)



(c)

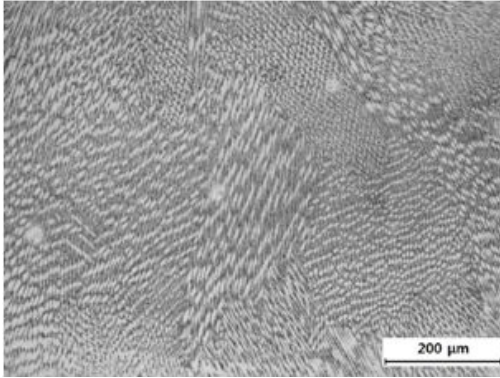


(d)

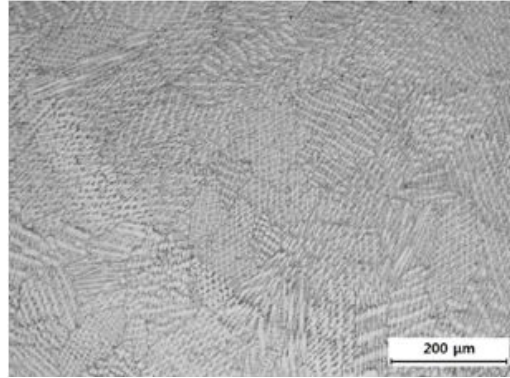


(e)

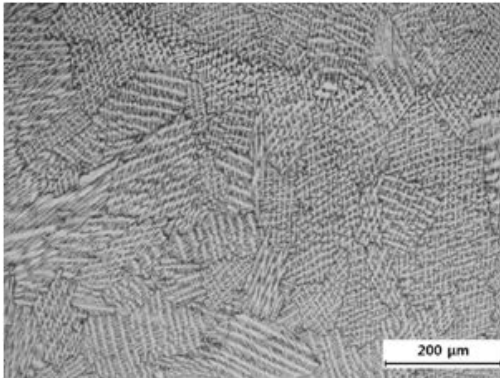
Fig. 4. 21. Optical micrographs of filler metal Alloy 82 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.



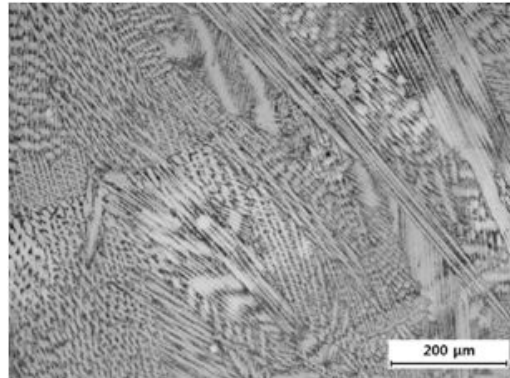
(a)



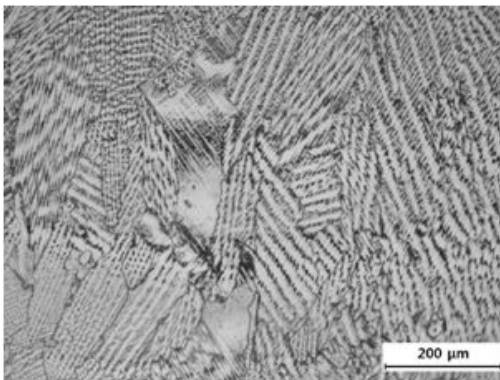
(b)



(c)



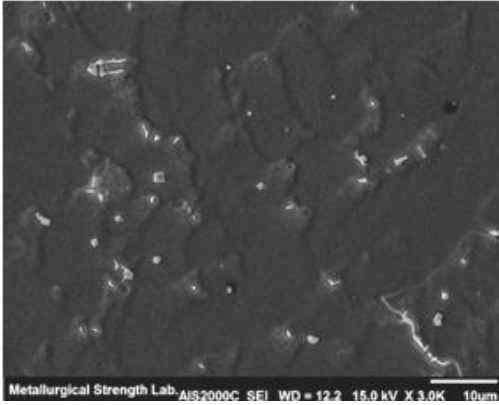
(d)



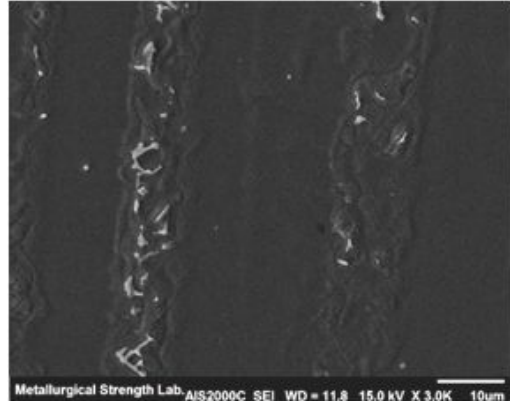
(e)

Fig. 4. 22. Optical micrographs of filler metal Alloy 82 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.

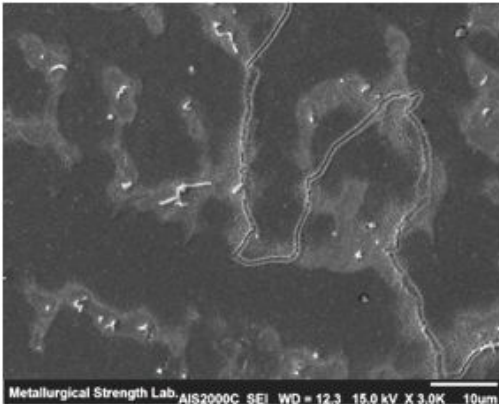




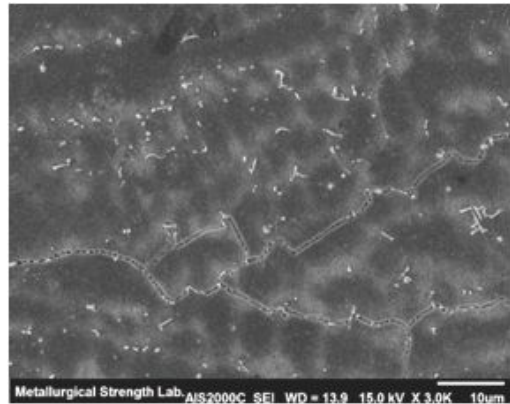
(a)



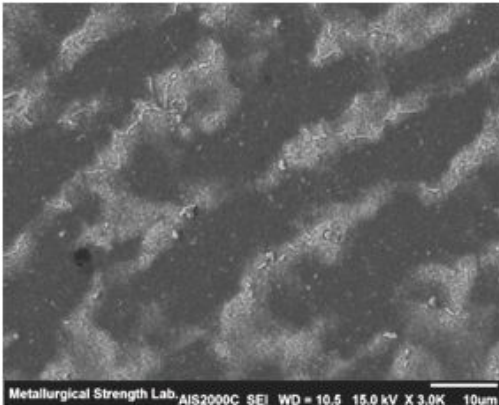
(b)



(c)



(d)



(e)

Fig. 4. 23. SEM of filler metal Alloy 82 with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.

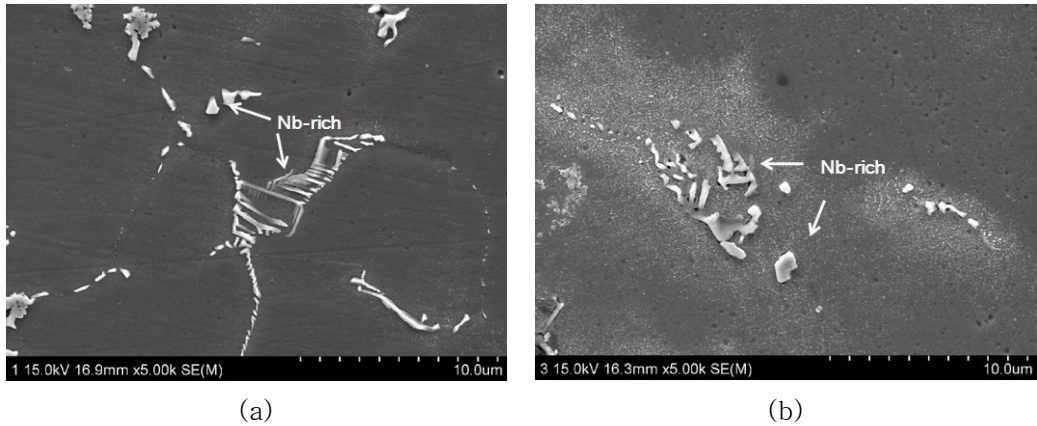


Fig. 4. 24. Precipitate phase of Alloy 82; (a) 0 h and (b) 10000 h.

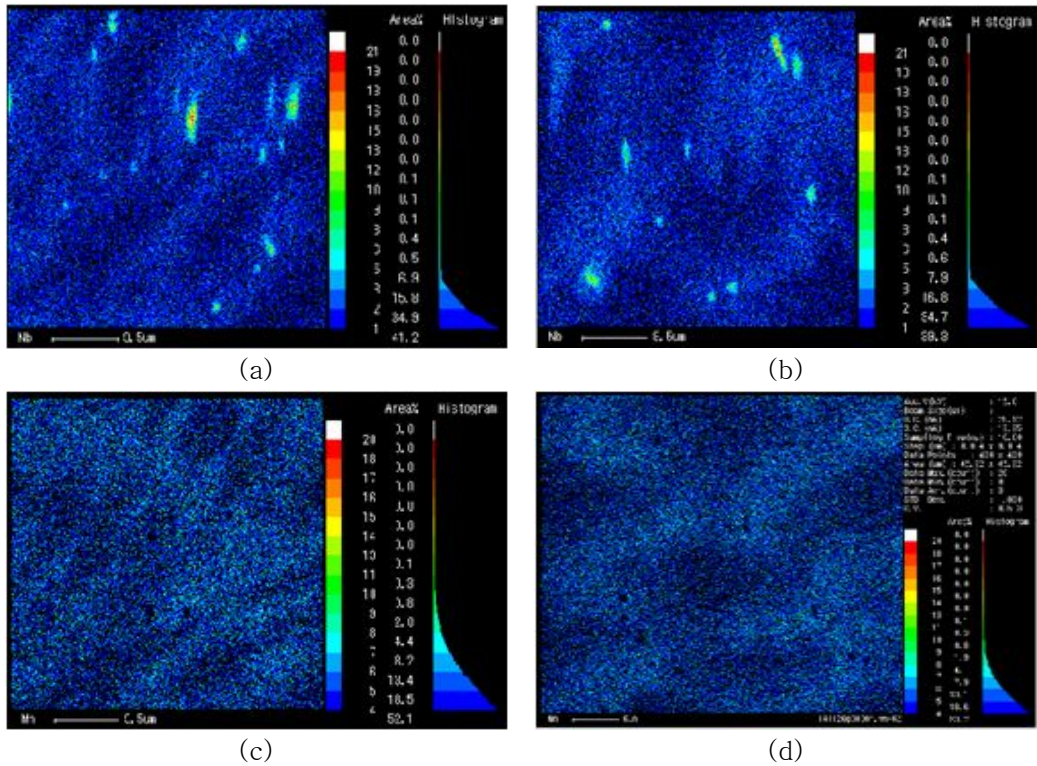


Fig. 4. 25. EPMA micrographs of Alloy 82; Nb (a) 0 h, (b) 10000 h, Mn (c) 0 h, and (d) 10000 h.

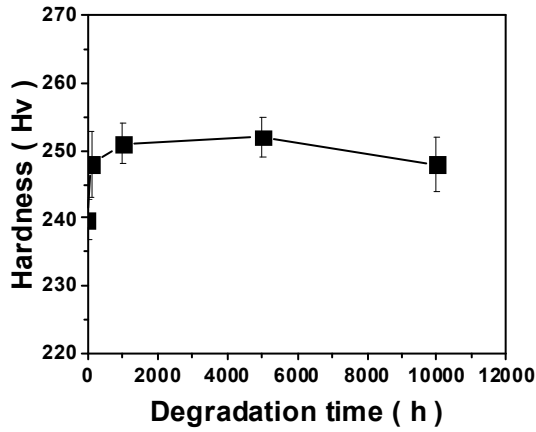


Fig. 4. 26. Variation in hardness as a function of aging time.

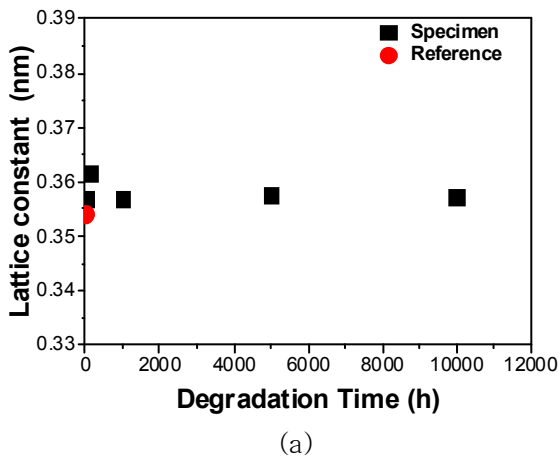


Fig. 4. 27. Variation in lattice constant of Alloy 82 with long-term aging.

## 2. Buttering

Fig. 4. 28은 SA 508 Gr.3/Alloy 82간의 Buttering의 주사전자현미경 사진을 나타내었다. Fig. 4. 28. (a)는 as-weld로 Fig 4. 21에서 관찰한 바와 같이 Ni 매트릭스에 Nb-rich한 상들이 열이 빠져나가 응고되어지는 방향인 용접부 중앙방향으로 Nb-rich 탄화물들이 배열되었다. Fig. 4. 28. (b)는 100 시간 시효가 진행되었을 때, 혼합 경계 부근에서 특정 영역이 형성되는 것을 확인 할 수 있다. 혼합 경계 부근에서 나타나는 이러한 특정 영역은 시효 시간이 증가함에 따라서 용접 중앙방향으로 넓어졌다. 특정 영역을 SEM을 통해 고배율로 관찰한 결과를 Fig. 4. 29에 나타내었다. As-weld상태의 매트릭스는 Nb-rich한 탄화물 이외에는 관찰되지 않고, 깨끗한 매트릭스를 보여주고 있다. 하지만 1000 시간 시효가 진행되면서부터 탄화물의 분해뿐만 아니라 매트릭스의 모양이 스펀지 형태로 형성되어 있다. 시효 시간이 증가함에 따라 특정 영역은 용접부 중앙으로 200 $\mu$ m까지 넓어졌다.

Fig. 4. 30은 SA 508 Gr.3/alloy 82의 혼합 경계를 보여주고 있다. 혼합 경계(FB; Fusion boundary)부근의 결정립들은 혼합 경계근에서 혼합 경계와 수직하는 type-I 경계와 혼합 경계에 평행하는 type-II 경계가 생성되었다. Ghosh 등은 low alloy steel SA 508 Gr.3와 304LN을 309L, Alloy 182로 buttering을 한 후, 308L 스테인레스 강으로 이중금속용접에서 low alloy steel과 buttering 계면에서 Type-I, Type-II 경계가 연속적으로 존재하고 마르텐사이트층이 생긴다고 보고하였다 [7]. Yoo 등은 Alloy 690 과 A533 Gr.B를 Alloy 152를 용접 금속으로 하여 이중금속용접을 하고 450 $^{\circ}$ C에서 5500 시간까지 시효를 수행하였다. Type-II 경계는 고각을 가지고 있고, 높은 잔류 변형을 가지고 있는 곳은 혼합 경계와 Type-II 경계 사이라고 보고하였다[3]. 혼합 경계와 Type-II 경계 사이에서 시효가 증가함에 따라 특정영역이 생성된 것으로 보아 본 연구에서도 용접에 의한 높은 잔류응력에 의한 변형으로 기계적 특성이 달라질 것으로 보인다.

Fig. 4. 28에서 관찰한 바와 같이 시효 시간에 따라 특정 영역의 혼합 경계부근의 경도 측정을 한 결과를 Fig. 4. 31과 32에 나타내었다. Fig. 4. 31은 혼합 경계 근접하여 특정 영역에서 비커스 경도 측정을 수행하였다. 혼합 경계에서 경도측정을 하였을 때, 100 시간 시효가 진행되었을 때, 경도는 Hv 100이상 증가하였고, 10000 시간 시효가 진행되었을 때, as-weld 상태에 비해 최대 200%까지 증가하였

다. 혼합 경계부근에서의 높은 경도는 높은 잔류 변형에 의한 것이라고 이전 연구에 보고되었다. Yoo 등은 석출물이나 입계의 결정 방향의 영향으로 용접부에 영향을 미칠 수가 있다고 보고하였다[3].

Fig. 4. 32는 buttering 부에서 시효 시간의 증가에 따라 특정 영역의 넓어짐을 혼합 경계에서 용접부 중앙방향으로 거리에 따라 경도를 측정된 결과이다. As-weld 상태를 거리에 따라 비슷한 경도를 나타내었다. 100 시간 시효가 진행될 때부터 특정 영역에 따라 경도의 증가를 나타내었다. 5000 시간의 시효가 진행될 때, 최대 혼합 경계에서 2mm 까지 경도의 상승을 가져 왔다. 이러한 결과는 특정 영역이 전자현미경에서 관찰되지 않았음에도 불구하고 경도의 증가를 가져왔다.

Fig. 4. 31과 32의 결과를 확인하기 위하여 혼합 경계를 중심으로 SA 508 Gr.3와 buttering의 EDS, WDS 측정결과를 Fig. 4. 33에 나타내었다. Choi 등은 Alloy 152와 A 533Gr.B 용접공정에서 Fe의 확산이 A 533Gr.B에서 Alloy 152로 혼입되었다고 보고하였다[55]. Fig. 4. 33. (a)는 EDS 결과를 나타내고 있다. SA 508 Gr.3에서 buttering으로 Fe 및 원소의 확산을 보여주고 있다. 시효 시간이 증가함에 따라 Fe의 확산은 용접 부 중앙방향으로 확산되어져 갔다. Fig. 4. 33. (b)는 WDS 결과로 혼합 경계를 중심으로 탄소의 분포를 나타내고 있다. 100 시간까지 buttering으로 탄소의 확산이 크게 일어나지 않았다. 하지만 1000 시간 이후 시효가 진행되었을 때, 급격하게 탄소의 확산이 일어났다. 치환형 원소인 Fe, Cr, Mn, Mo등에 비해 탄소는 원자의 크기가 작고 침입형 원소이므로 확산의 속도가 더 빠르게 일어난 것으로 보인다. SA 508 Gr.3는 BCC구조로 68%의 원자 충전율을 가지고, buttering 금속인 alloy 82는 FCC구조를 가지며 원자 충전율은 74%를 가지고 있다. 원자 충전율이 높을수록 고용할 수 있는 침입형 원소의 양은 증가하므로 BCC보다 FCC로 탄소가 확산되어 경도의 증가에 영향을 미친 것으로 보인다. 또한 Fig. 4. 24에서 관찰하였듯이 Nb-rich의 분해와 Ni기 초 합금의 대표적인 강화상인  $\gamma'$ 이 석출되고, SA 508 Gr.3의 Fe, C 확산과 함께 급격한 경도의 상승을 가져온 것으로 생각된다.

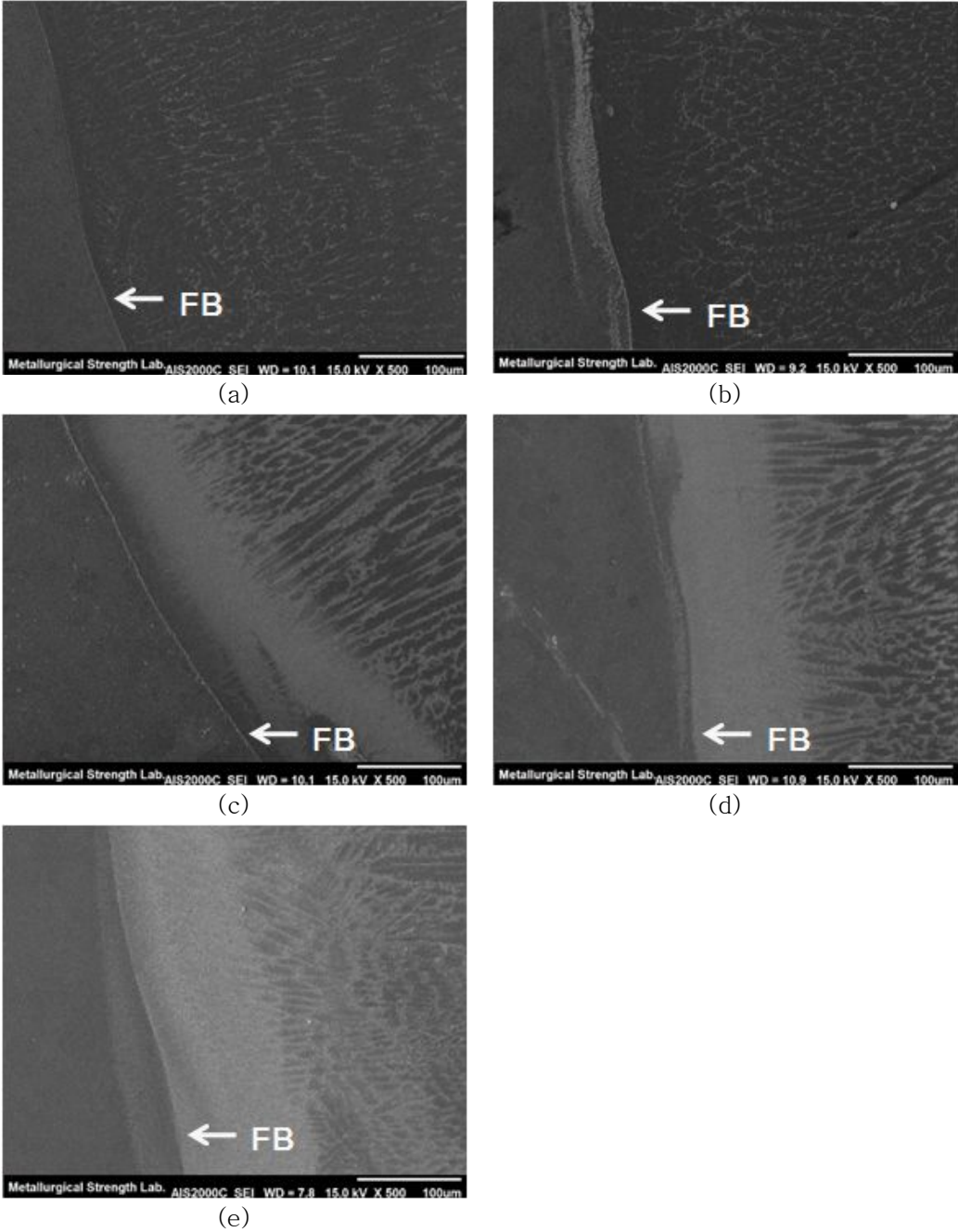
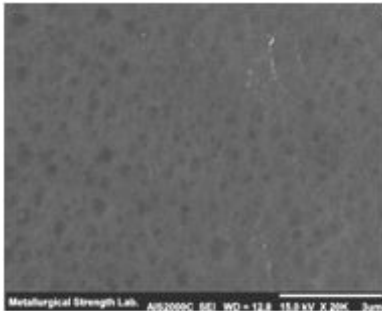
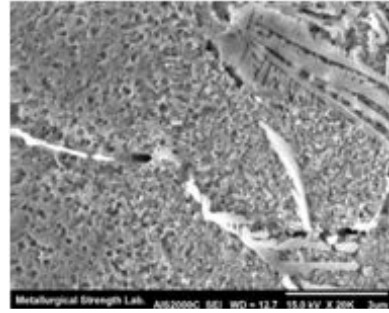


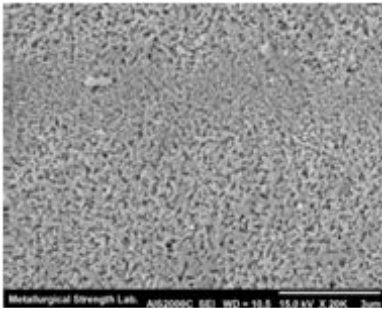
Fig. 4. 28. SEM of Buttering with long-term aging; (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.



(a)

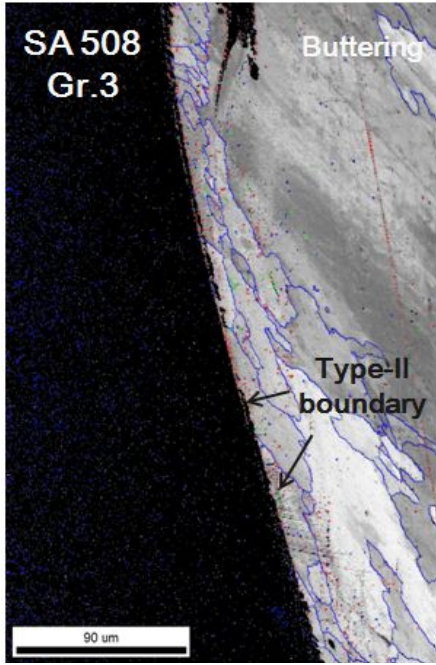


(b)

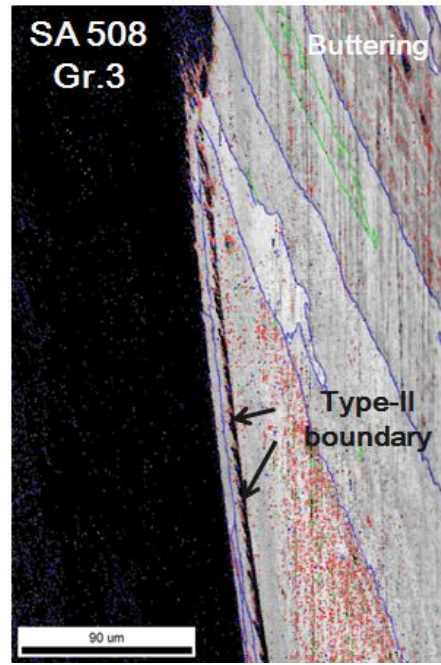


(c)

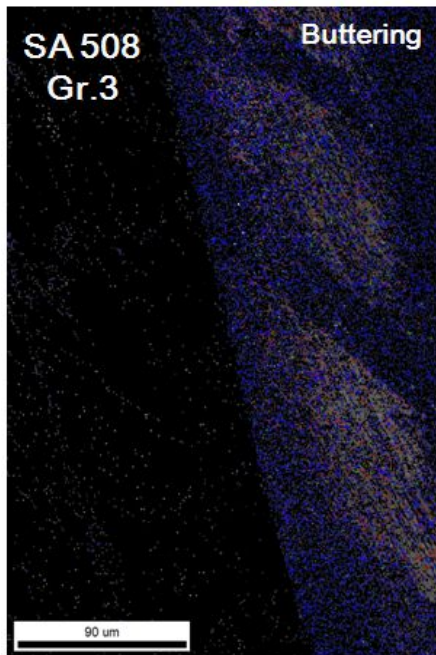
Fig. 4. 29. High magnification SEM image of buttering with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. 30. Map of grain boundary misorientation with aging time; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h.



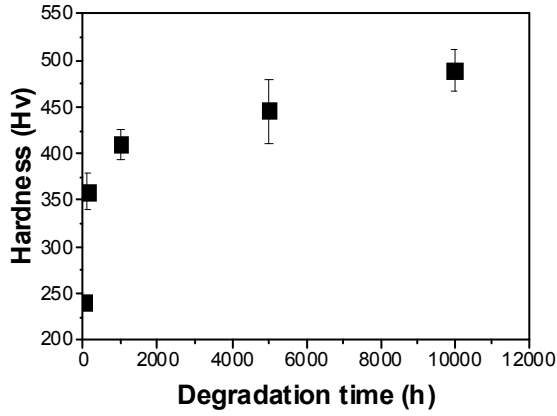
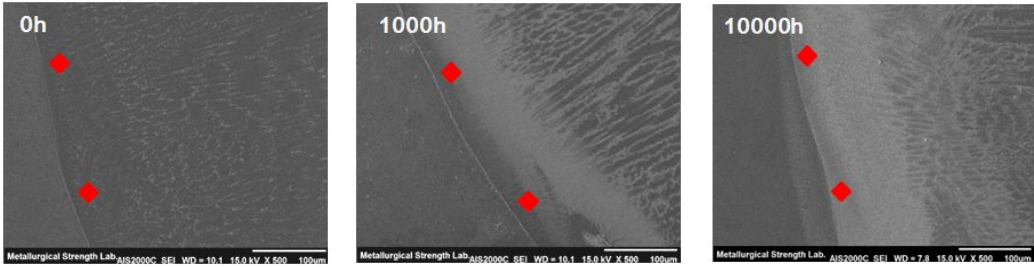


Fig. 4. 31. Variation in hardness on fusion boundary as a function of aging time.

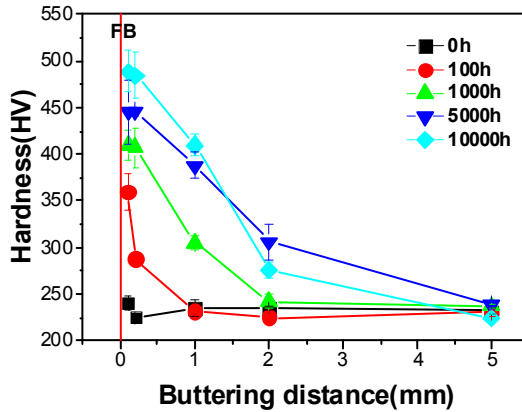
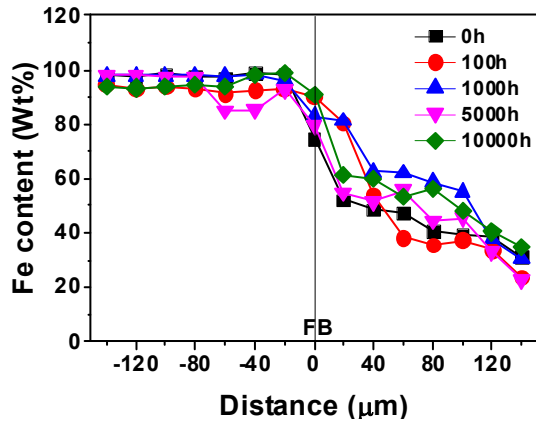
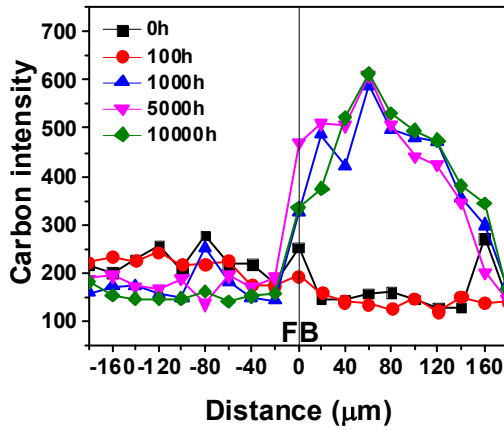


Fig. 4. 32. Variation of hardness in buttering as a function with aging time.



(a)



(b)

Fig. 4. 33. Elemental distribution on SA 508 Gr.3 HAZ and buttering of long-term aging; (a) Fe and (b) carbon.

## 제 3 절 열영향부 (HAZ; Heat-Affected Zone)

### 1. SA 508 Gr.3 열영향부

Fig. 4. 34는 SA 508 Gr.3의 열영향부 (HAZ; Heat Affect Zone)의 시효 시간에 따라 FB에서 모재 방향으로 광학현미경으로 관찰한 사진이다. As-weld 상태인 Fig. 4. 34. (a)는 초기 용접 공정에서 여러번의 패스에 의해 생성된 열 사이클 영향으로 다양하고 복잡한 미세구조를 가지고 있다. Kwon 등은 용접에 의해 혼합 경계에 가장 근접한 조대한 결정립 열영향부(CGHAZ; Coarse grain heat-affect zone)에서 약 1350℃의 온도의 영향을 받으며 혼합 경계에서 멀어질수록 용접에 의해 발생하는 열 사이클의 영향이 적고 온도 역시 감소하는 분포를 가진다고 보고하였다[54]. Fig. 4. 34. (a)의 A영역에서는 약 1300℃의 열을 받아 조대한 결정립과 함께 급냉 조직인 마르텐사이트와 탄화물을 포함하는 미세구조를 가지고 있다. 또한 'B, C' 구역에서는 미세한 마르텐사이트를 가지고 있다. 'D, E'는 베이나이트와 미세한 마르텐사이트 그리고 탄화물의 혼합상으로 형성되었다[1]. Guo 등은 용접 시뮬레이션 결과 SA 508강의 CCT곡선에 의해서 마르텐사이트가 만들어지는 900~420℃에 냉각온도가 포함되어기 때문에 혼합 경계근처 열영향부에서 마르텐사이트가 생성된다고 보고하였다[5]. Fig. 4. 34. (b)는 1000 시간 시효가 진행된 SA 508 Gr.3의 열영향부를 나타낸 광학현미경 사진으로 Fig. 4. 34 (a)에서 확인되었던 혼합 경계 부근의 마르텐사이트는 붕괴가 되어 페라이트화가 진행되었다. Choi 등은 Alloy 152와 A533 Gr.B 간의 이중금속용접을 하고 시효를 하였을 때, 용접공정에서 만들어진 마르텐사이트가 붕괴되었다가 보고하였다[55]. Fig. 3. 34. (b)의 'A'구간은 열화가 진행됨에 따라서 as-weld에 존재하던 마르텐사이트는 모두 붕괴되어 페라이트화가 되었다. 또한 'B, C'에서도 as-weld에서 용접 열사이클에 의해 생성된 혼합상들 역시 래스가 붕괴되었다. Fig. 4. 34 (c)는 10000 시간 시효가 진행되었을 때의 광학현미경 사진이다. 10000 시간 시효가 진행되었을 때, as-weld에서 생성된 다양한 형태의 미세구조들은 완전히 붕괴되고 전체적으로 페라이트화가 진행되었다. 이러한 결과는 모재인 Fig. 4. 11과 12. (e)에서도 관찰되었던 결과와 같다.

Fig. 4. 35은 SA 508 Gr.3 열영향부의 혼합경계에서 모재방향으로 거리에 따른

주사전자현미경 사진을 나타낸 것이다. Fig. 4. 34. (a)에서 확인 한 바와 같이 Fig. 4. 35. (a)는 거리에 따라 다양한 미세구조를 가지고 있다. Falat 등은 저합금강 T91 열영향부에서 CGHAZ와 FGHAZ, ICHAZ, SCHAZ등 용접에 의해 생성된 결정립의 크기에 따라 영역을 구분하였다[56]. 혼합 경계에서는 가장 가까운 부분에서는 조대한 결정립을 가지고 있다. Eroğlu 등은 짧은 가열과 급격하나 냉각으로 인해 조대한 오스테나이트가 생성되어 혼합 경계 부근 열영향부에서 조대한 결정립이 생성된다고 보고하였다[57]. 1200 $\mu\text{m}$ 의 결정립의 크기는 용접 당시 열 사이클에 따라 약 800 $^{\circ}\text{C}$ 의 영향을 받은 영역으로 재결정화가 일어나 미세한 결정립을 가지고 있다. 2000 $\mu\text{m}$ 에서는 용접열의 영향을 거의 받지 않는 부분으로 Fig. 4. 11 에서 관찰한 바와 같이 모재와 비슷한 베이나이트 구조를 가지고 있다[1].

Fig. 4. 36 (a)는 Fig. 4. 35에서 확인한 바와 같이 SA 508 Gr.3 열영향부의 혼합 경계에서부터 모재 방향으로 거리에 따라 결정립의 크기를 측정한 결과이다. Fig. 4. 34와 35에서 관찰하였듯이 혼합 경계 부근 CGHAZ에서 가장 조대한 결정립이 나타났고, 1200 $\mu\text{m}$ 에서 가장 미세한 결정립이 관찰되었다. 이러한 영향은 용접공정에서 발생하는 열적 사이클에 의해서 결정립 성장과 재결정화가 동시에 일어났기 때문이다. 2000 $\mu\text{m}$ 에서는 모재의 결정립과 거의 비슷한 결정립 크기를 가지고 있다 [58].

Fig. 4. 36. (b)는 SA 508 열영향부의 혼합 경계에서 모재방향으로 거리에 따라 마이크로 비커스 경도를 측정한 결과이다. As-weld 상태에서는 Fig 4. 34, 35. (a)에서 확인한 바와 같이 마르텐사이트와 베이나이트 혼합상의 영향과 용접 공정에서 발생한 압축잔류 응력에 의해 높은 경도를 나타내고 있다. Aloraier 등은 다층 용접에 의해서 열영향부에 강한 압축응력이 생성되고 용접금속 중앙부에는 응고 과정에서 인장응력이 생성된다고 보고하였다[59]. 가장 높은 경도는 Fig. 4. 33. (a)에서 ‘A’ 영역으로 나타났으며 모재방향으로 갈수록 전체적으로 경도는 감소하였다 [1,60]. 또한 100 시간 시효가 진행되었을 때, As-weld에서 생성된 잔류응력이 회복이 되어 경도는 감소하였다. 초기에 존재하던 마르텐사이트와 베이나이트의 래스들이 약간 회복되어지고 붕괴되었다. 1000 시간 시효가 되었을 때, Fig 4. 33. (b)에서 확인 한 바와 같이 혼합 영역 부근에서 마르텐사이트가 붕괴가 되어 페라이트화가 되었지만 1200 $\mu\text{m}$ 에서는 베이나이트를 구성하는 래스의 흔적이 남아있다. 5000 시간 이상 시효가 진행되었을 때, 용접공정에서 생성된 잔류응력이 완전하게 해소가 되었고, 마르텐사이트와 베이나이트 혼합상의 붕괴로 인해 전체적으로 경도

값은 as-weld에 비해 비슷하나 경도를 나타내었다. SA 508 Cl.3 열영향부에서 잔류응력과 혼합상의 영향으로 인한 경도의 차이는 있었으나 결정립 크기에 따른 영향은 미비하였다.

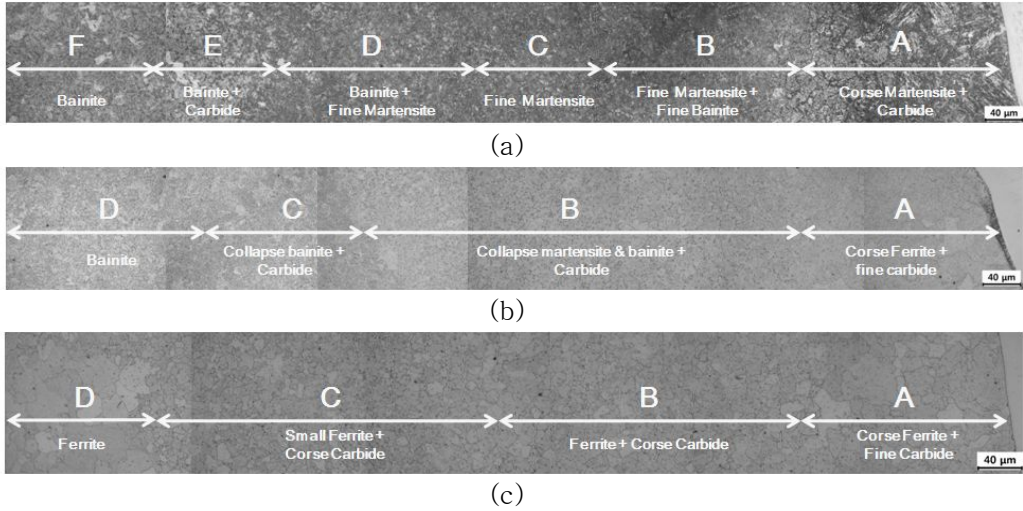


Fig. 4. 34. Optical micrographs of SA 508 Gr.3 HAZ with long-term aging; (a) 0 h ,(b) 1000 h and (c) 10000 h.

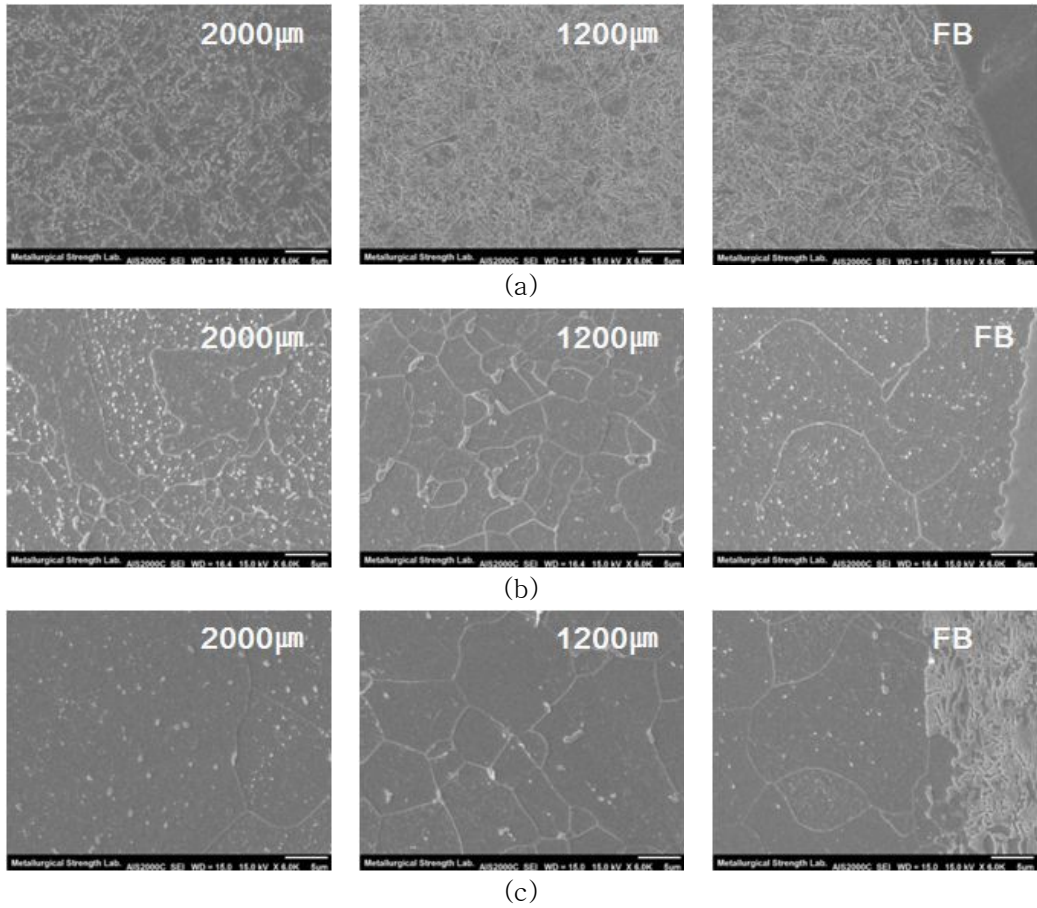
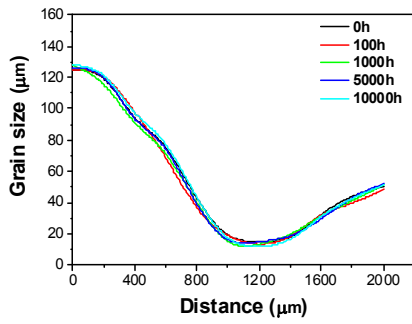
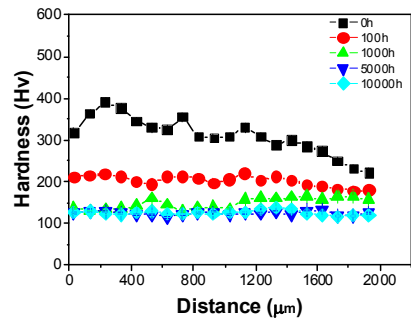


Fig. 4. 35. SEM of SA 508 Gr.3 HAZ with long-term aging; (a) 0 h ,(b) 1000 h and (c) 10000 h.



(a)



(b)

Fig. 4. 36. Variation of grain size and hardness with a function with aging time; (a) grain size and (b) hardness.



## 2. AISI 316L 열영향부

Fig. 4. 34는 AISI 316 열영향부의 혼합 영역에서 모재방향으로 광학현미경 사진을 시효 시간에 따라 나타낸 것이다. Fig. 4. 37. (a)는 as-weld상태로 Fig. 4. 1. (a)와 같은 압연에 의한 변형은 용접 공정에 의한 열로 인해 회복되었고, 등축립의 결정립이 분포하고 입계에는 모재보다 작은  $\delta$ -ferrite가 존재하고 있다[1,3]. Fig. 4. 37. (b)는 1000 시간 시효가 진행됨에 따라 입계에  $M_{23}C_6$ 가 석출이 되고,  $\delta$ -ferrite는  $\sigma$ -phase으로 변태가 되었다[16]. 결정립은 모재와 마찬가지로 구상화가 진행되었다. Fig. 4. 37. (c)는 10000 시간 열화가 진행되었을 때, 입계만 석출되었던 탄화물들이 입내에도 석출이 되었다.

Fig. 4. 38은 AISI 316L 모재와 열영향부의 열화시간에 따른 평균 결정립 크기를 나타내고 있다. 모재은 약 400개의 결정립을 측정하여 평균 결정립 크기를 얻었고, 열영향부는 혼합 영역에서 모재 방향으로 이동하면서 약 400개의 결정립을 측정하여 평균 결정립 크기를 얻었다. M. Jafarzadegan 등은 이중 마찰 교반 용접(DFSW; Dissimilar friction stir weld) 후 stir zone에서 304 스테인레스 강이 용접 열에 의한 재결정화가 일어나 결정립 미세화가 일어났다고 보고하였다[62,63]. AISI 316L 열영향부에서의 결정립의 성장은 일어나지 않았고, 반대로 결정립이 모재보다 더 작아졌다. 이러한 영향은 용접공정에서 발생하는 열이 오스테나이트의 재결정 온도까지 상승하였다가 결정립이 성장하기 전에 급냉되었기 때문이다.

Fig. 4. 39은 모재과 열영향부의 결정립계에 존재하는  $\delta$ -ferrite를 열화시간에 따라 게시하였다. 모재에 비해 열영향부의  $\delta$ -ferrite의 크기는 더 작고 개수도 작았다. 이러한 이유는 고열에 의해 입계에 존재하던 대다수의  $\delta$ -ferrite들이 분해되었기 때문으로 생각된다. 시효가 진행되었을 때, 모재의  $\delta$ -ferrite는  $\sigma$ -phase으로 변태가 되면서 입계를 따라 성장하였다. 하지만 열영향부의  $\delta$ -ferrite는 입계를 따라 성장하지 않고 초기  $\delta$ -ferrite가 위치했던 부분에서만 변태가 되었다. 이러한 이유는 초기 압연 공정의 변형 만 존재하였던 AISI 316L의 모재에 비해 HAZ는 용접 공정에서 생성된 잔류응력에 의해 결정립 내부에 변형들이 생성되었기 때문이다.

Fig. 4. 40은 AISI 316 열영향부의 KAM(Kernal Average Misorientation) 이미지를 나타내고 있다. 용접공정에서 발생한 잔류응력에 의해서 결정립내부에 변형이 생성되었다[1]. Fig. 4. 40. (a)는 as-weld의 KAM 이미지를 나타내고 있다. 결정립

내부에 잔류 변형에 의한 LAB(Low Angle Boundries)가 많이 생성이 되어 있다. 이러한 LAB는  $\Sigma < 5$  이하의 결정 방위를 나타내는 것으로 결정립 내부 변형을 나타내고 있다. Fig. 4. 40. (b)에서는 결정립 내의 잔류변형은 상당히 회복되었다. 이러한 잔류변형의 회복은 지속적으로 공급된 열로 인해 뒤틀린 결정립내부의 전위 및 결함들이 회복되었기 때문이다.

Fig. 4. 41은 장시간 열화에 따른 AISI 316L 열영향부의 결정 방위를 나타내고 있다. Fig. 4. 40에서 관찰한 바와 같이 결정립 내부의 잔류응력에 의한 변형을 나타내는 LAB가 열화시간에 감소한 반면 결정립계를 나타내는 RHAB( Random High Angle Boundaries )가 증가함을 확인 할 수 있다.

Fig. 4. 42은 장시간 시효에 따른 AISI 316L HAZ의 혼합 영역에서 모재방향으로 거리에 따라 미소 경도를 측정된 결과이다. As-weld는 용접 잔류응력으로 결정립 내부에 잔류 변형의 영향으로 높은 경도를 나타내었다. 100 시간 시효가 진행되었을 때, 용접 잔류응력의 회복으로 경도는 감소하였다. Fig. 4. 37 (b)와 (c)에서 관찰하였듯이 시효 시간이 증가하면서 입계 및 입내의  $M_{23}C_6$ 의 석출과  $\delta$ -ferrite의  $\sigma$ -phase의 변태로 인해 경도가 증가하였다. 또한 모재보다 열영향부의 경도가 높은 이유는 모재보다 결정립의 크기가 더 작기 때문이다. 이러한 이유는 Hall patch에 의해 결정립의 크기가 작음에 따라 소성변형의 저항성을 갖는 전위의 이동 거리가 짧게 되므로 모재보다 열영향부에서 평균적으로 높은 경도를 나타내었다.

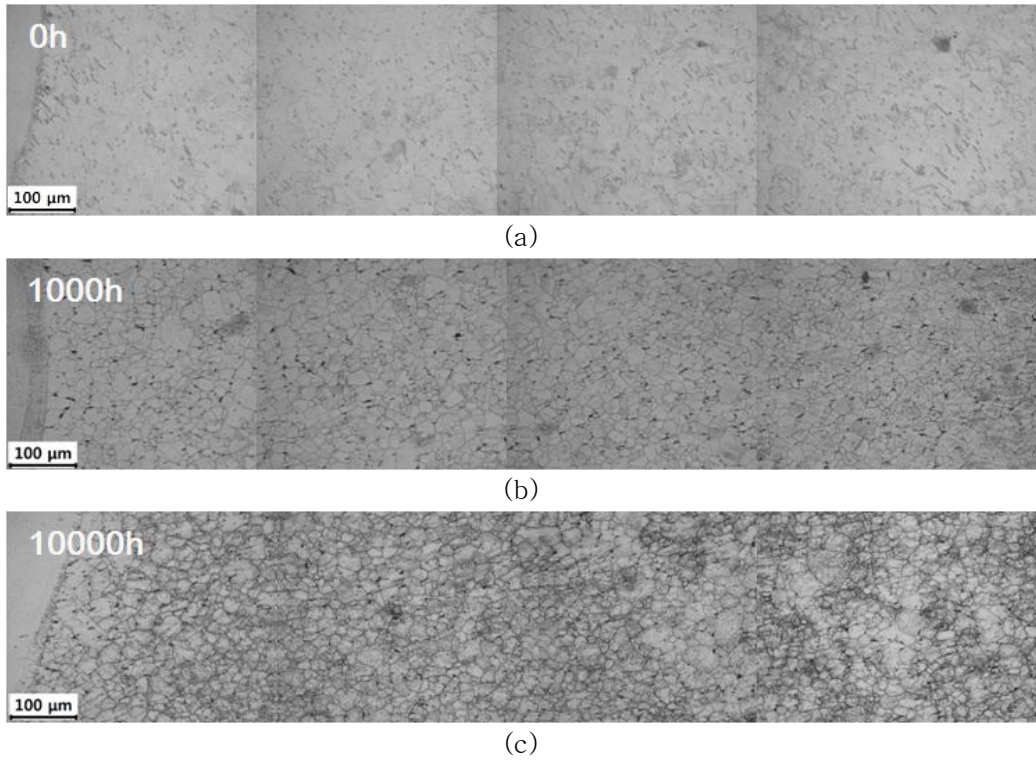


Fig. 4. 37. Optical micrographs of AISI 316L HAZ with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h.

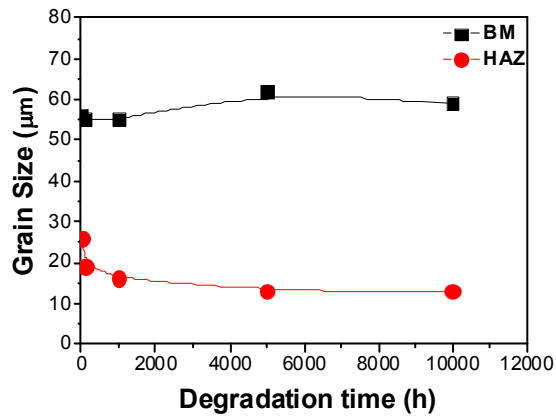


Fig. 4. 38. Variation of grain size as a function with aging time on AISI 316L Base Metal and HAZ.

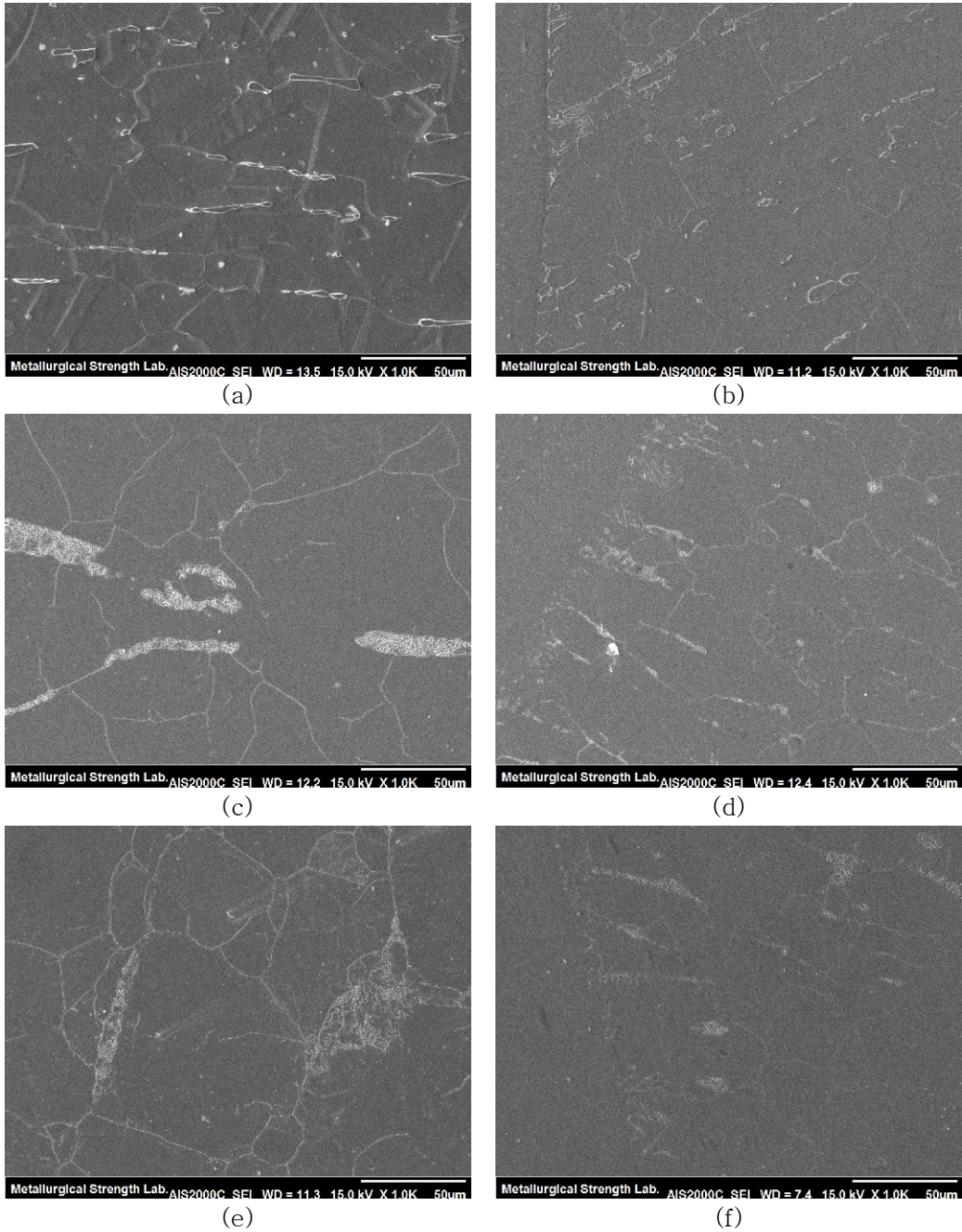


Fig. 4. 39. SEM image of long-term aging in AISI 316L  $\delta$ -ferrite; Base Metal (a) 0 h, (c) 1000 h, (e) 10000 h, HAZ (b) 0 h, (d) 1000 h and (e) 10000 h.

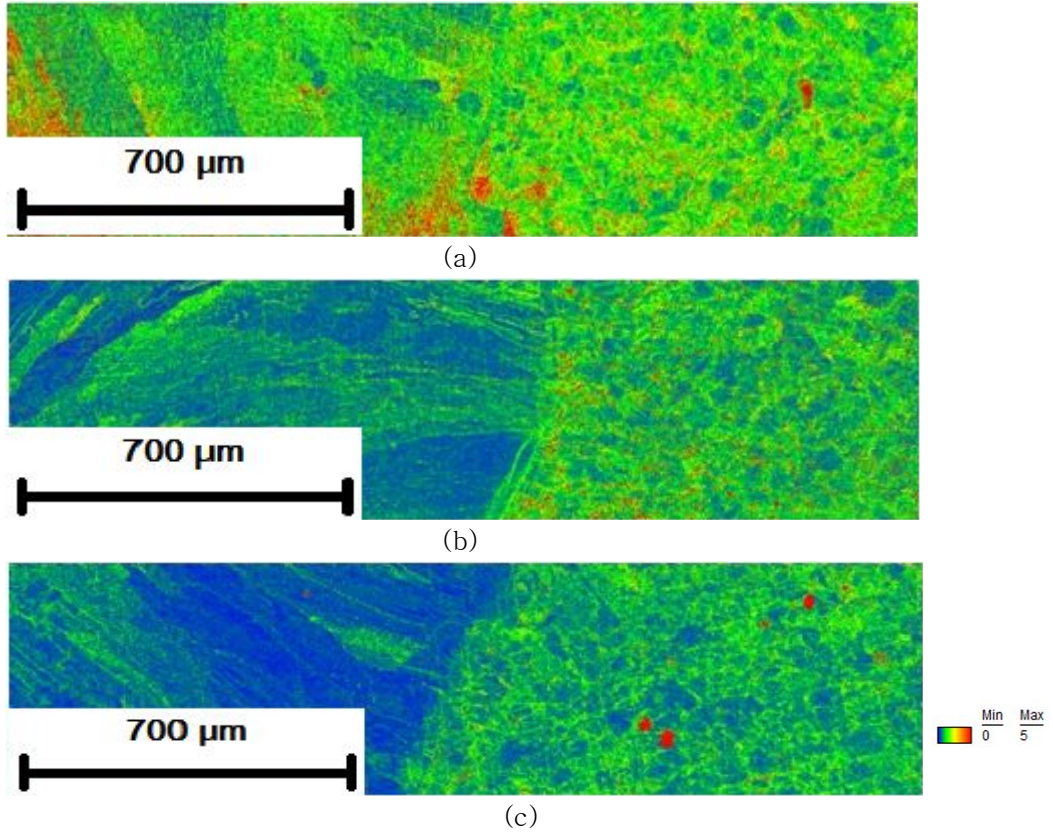


Fig. 4. 40. KAM map of Alloy 82/AISI 316L HAZ with long-term aging; (a) 0 h, (b) 1000 h and (c) 10000 h.

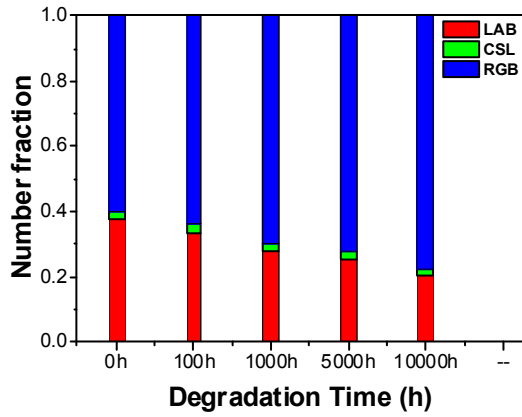


Fig. 4. 41. Misorientation of AISI 316L HAZ with long-term aging.

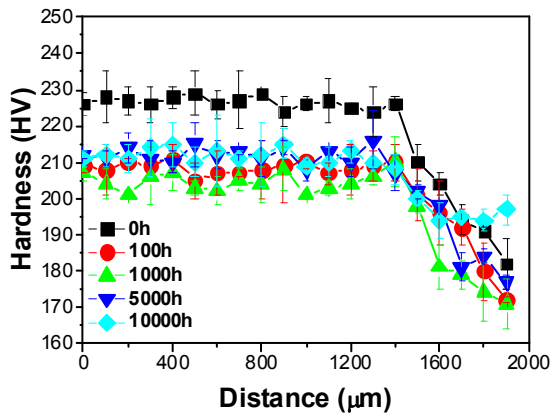


Fig. 4. 42. Variation in microhardness of AISI 316L HAZ as a function of aging time.

## 제 4 절 이중금속용접

Fig. 4. 43은 장시간 시효에 따른 이중금속용접부의 위치에 따른 경도를 나타내고 있다. SA 508 Gr.3는 1000 시간 시효를 진행하였을 때, 베이나이트를 구성하고 있는 래스를 구성하고 있어 비슷한 경도를 나타내고 있다. 래스가 붕괴되어 페라이트화가 진행되는 5000 시간 이후는 경도의 감소를 가져왔다. SA 508 Gr.3 열영향부는 용접열에 의해 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합상을 가지고 있다. 또한 잔류 응력에 의해 높은 경도를 나타내었다. 하지만 100시간 시효부터 혼합 경계부터 혼합상을 이루는 lath는 붕괴되었고, 시효 시간이 증가함에 따라 모재보다 먼저 경도의 감소를 나타내었다. SA 508 Gr.3/Alloy 82 buttering 부분에서는 as-weld 상태는 수지상정 입계에 Nb-rich 탄화물이 생성이 되었고, 깨끗한 기지를 가지고 있다. 시효시간이 증가함에 따라서 SA 508 Gr.3에서 Alloy 82로 Fe와 탄소의 확산에 의해 특정영역이 생성되었다. 특정영역이 넓어짐에 따라서 경도는 증가하였고, as-weld에 비해 10000 시간에서 200%까지 경도가 증가하였다. AISI 316L 열영향부는 용접 초기 높은 경도를 가지고 있었다. 이는 용접공정에서 생성된 강한 압축 잔류응력과 용접열에 의한 재결정화에 의한 것으로 보여진다. 시효가 진행됨에 따라 잔류응력은 회복 되었고, 입계에 존재하는  $\delta$ -ferrite가  $\sigma$ -phase로 변태가 되었고 입내 및 입계에  $M_{23}C_6$ 가 석출되었다.

Fig. 4. 44는 장시간 시효에 따른 이중금속용접부의 응력-변형률 곡선을 나타내었다. As-weld부터 1000 시간 시효까지 오스테나이트강의 인장 특성을 나타내고 있다. 5000 시간 시효가 진행되었을 때, 저탄소강의 인장 특성을 나타내고 있다. 최대 인장 강도와 항복 강도는 시효 시간 증가에 따라 감소하였고, 연신율은 1000 시간에서 최소를 나타내었고, 5000 시간 이후는 비슷한 연신율을 나타내었다. 인장 특성에 대한 다양한 파라메타를 Table 4. 5에 나타내었다. Fig. 4. 43에 나타난 인장특성의 변화는 모재과 열영향부의 미세조직의 변화에 따라 변화하였다. As-weld상태의 AISI 316L에서 슬립 시스템이 많은 FCC 결정구조가 전위의 이동에 유용하여 높은 강도를 나타내고, SA 508 Gr.3는 lath를 구성하는 작고 많은 석출물들에 의해 석출강화 효과를 나타내고 있다. 시효가 진행될수록 AISI 316L의 결정립은 구상화가 진행되고 입계 및 입내에 Cr 탄화물인  $M_{23}C_6$ 가 석출이 되고,  $\delta$ -ferrite가 취성이 강한  $\sigma$ -phase으로의 변태와 입계 성장으로 인해서 강도의 감소와 연신율의 감소를



가져왔다. 반면 SA 508 Cl.3는 레스를 구성하고 있는 석출물들이 채용해 되어 입내  
로 고용되어 고용강화 효과를 가져왔다.

Fig. 4. 45는 장시간 시효에 따른 이중금속용접부의 인장 실험 후 시험편의 측면  
을 광학현미경으로 관찰하였다. 이중금속용접부의 파단은 SA 508 Gr.3에서 일어났  
고, 1000 시간에서 혼합 영역과 가장 가까운 부분에서 파단이 일어났다. Fig. 4. 44  
에서 확인 하였듯이 100 시간까지 오스테나이트강의 인장 특성을 가지지만, 5000  
시간 이후 시효가 진행되었을 때, 저탄소강의 인장 특성으로 바뀌게 된다. 1000 시  
간에서 혼합 영역과 가까운 열영향부에서 파단된 것은 AISI 316L의 인장특성에서  
SA 508 Gr.3의 인장특성으로 변화하는 과정으로 보인다. Fig 4. 46은 인장 시험 후  
파단된 시험편의 측면을 주사전자현미경을 통하여 관찰하였을 때, 슬립과 공공이  
관찰되었다. 또한 석출물이 인장 응력에 의해 분절됨을 확인 할 수 있었다.

Fig. 4. 47은 이중금속용접부의 장시간 시효 후 인장 시험 파단면을 보여주고 있  
다. Fig 4. 44에서 0 시간에서 가장 연신율이 높았음에도 불구하고 덤플의 크기는  
매우 미세함을 확인 할 수 있었다. 또한 시효가 진행될수록 덤플의 크기는 점차 커  
짐을 확인하였다. 이러한 결과는 Fig 4. 20에서 관찰한 SA 508 Gr.3의 파단면과 비  
슷한 모양을 나타내고 있다. 그러나 이중금속용접재료에서 연신율과 파단 위치, 파  
단면을 가지고 전체적인 강도 감소 및 인장 특성을 정량적으로 평가할 수가 없었  
다. 모재인 AISI 316L 와 SA 508 Gr.3, 그리고 Alloy 82가 이중금속용접재료의 강  
도에 영향을 복합적으로 미치기 때문이다.

Table. 4. 5. Mechanical properties of dissimilar weld metals subjected to long-term aging

Aging Time (h)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	Fracture position	Fracture distance ( $\mu\text{m}$ )
0h	400	607	27	SA 508	2420
100h	325	583	24	SA 508	2656
1000h	318	526	12	SA 508 HAZ	600
5000h	251	404	16	SA 508	2789
10000h	273	411	17	SA 508	3447

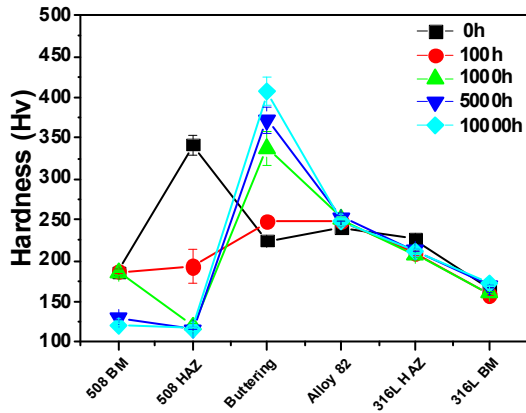


Fig. 4. 43. Variation in hardness of dissimilar weld metal as a function of aging time.

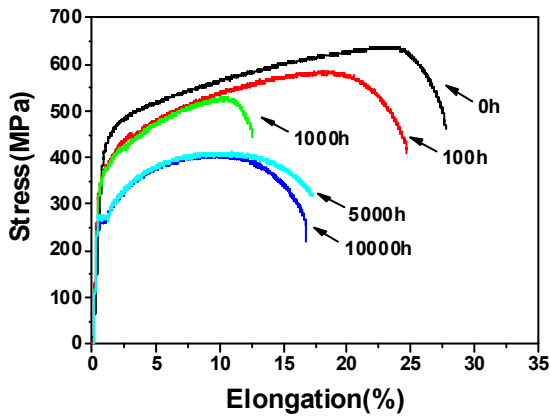


Fig. 4. 44. Variation in stress-strain curve of dissimilar weld metal as a function of aging time.

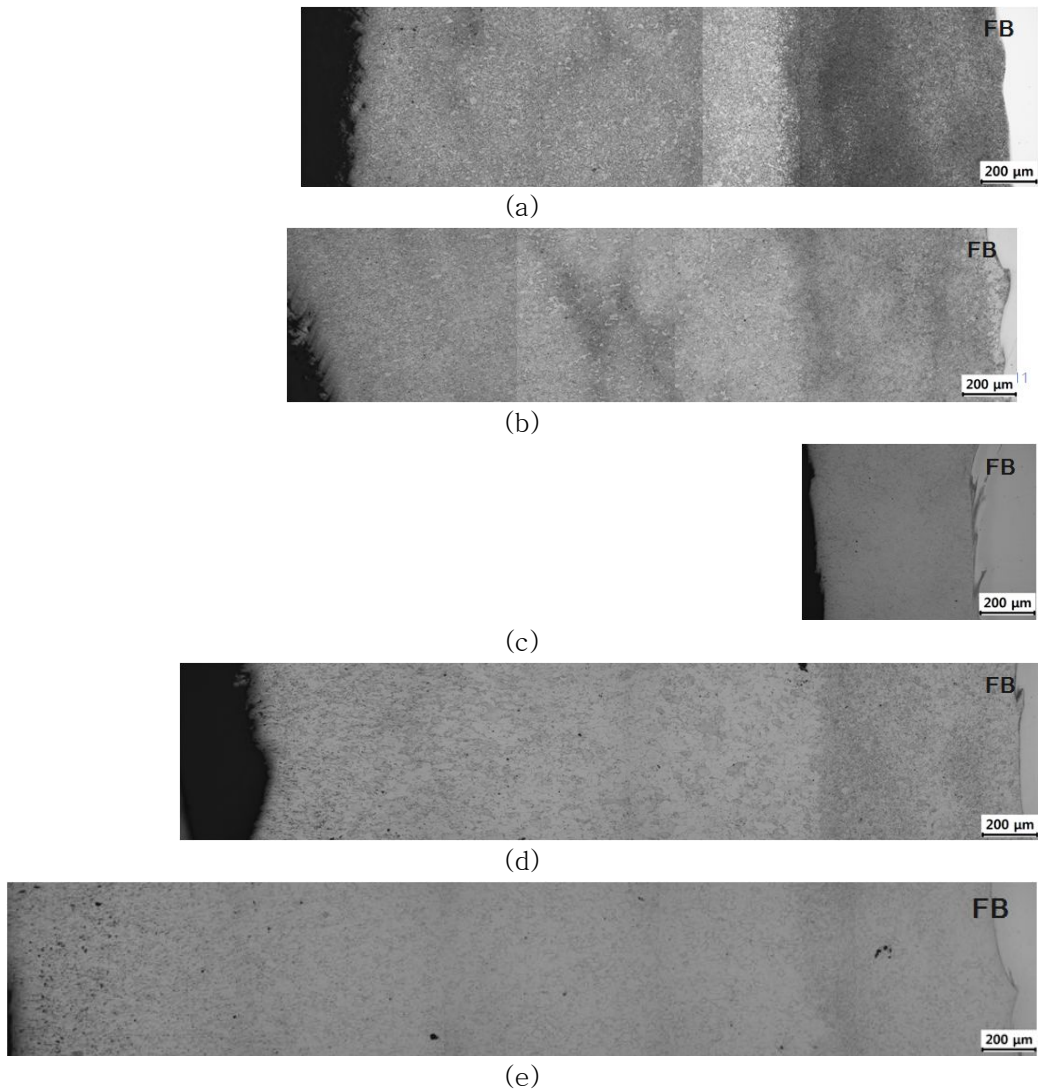
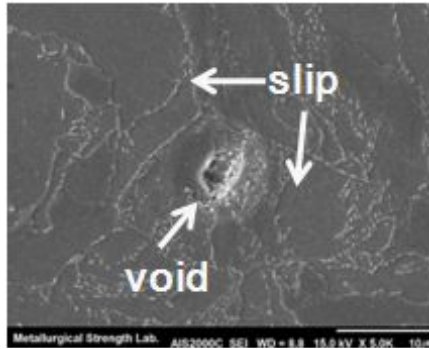
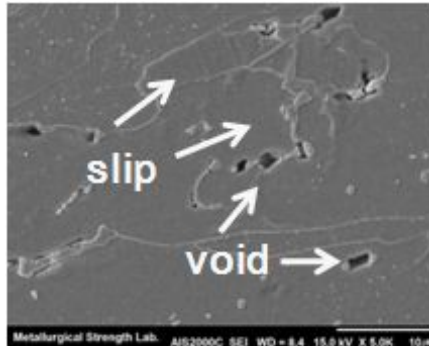


Fig. 4. 45. Optical micrographs of long-term aging of dissimilar metal weld on fracture (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 5000 h and (e) 10000 h.



(a)



(b)

Fig. 4. 46. SEM micrographs of fractographs on SA 508 Gr.3 HAZ with long-term aging time; (a) 0 h and (b) 10000 h.

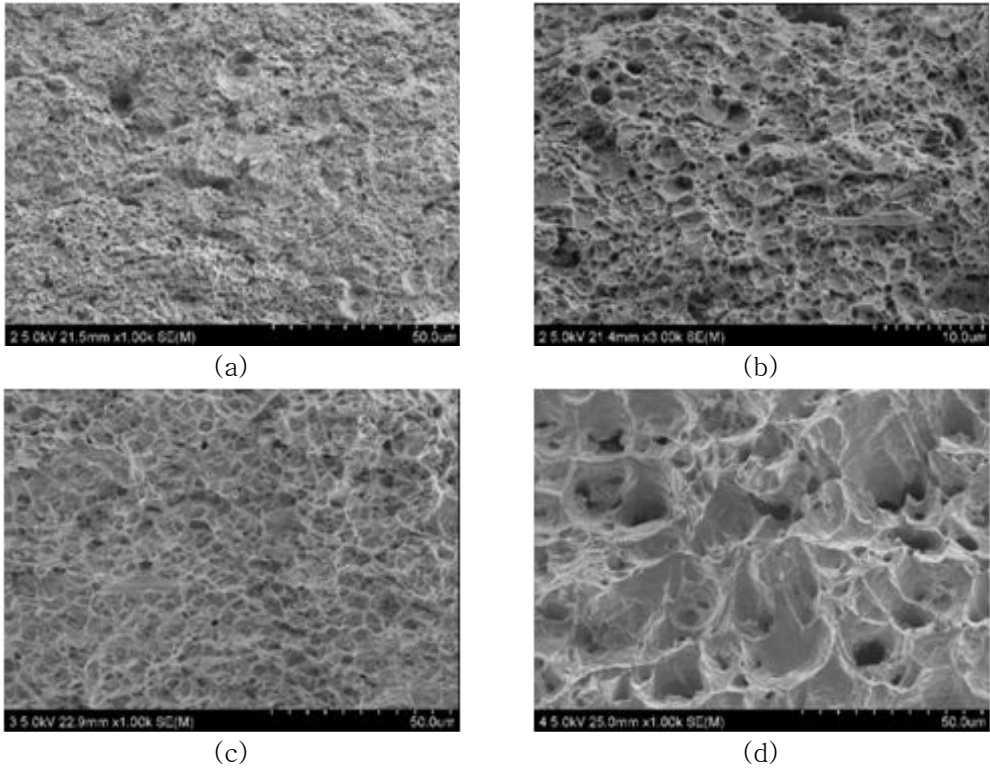


Fig. 4. 47. Variation in tensile fracture surface of dissimilar weld metals as a function with aging time.

## 제 5 장 결 론

원전 일차 계통 압력용기에 사용되는 이종금속재료의 장시간 사용에 따른 재료 열화에 대하여 연구하였다. 600℃에서 장시간 등온 열처리를 수행하여 미세조직 및 기계적 성질, 전기화학적인 평가를 하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 오스테나이트기 AISI 316L강은 등축립의 결정립을 가지고 있고, 입계에 주조 공정에서 남아있는 델타페라이트를 가지고 있다. 시효가 진행됨에 따라 등축립의 결정립은 구상화가 진행되었다. 입계에 존재하던  $\delta$ -ferrite는  $\sigma$ -phase로 변태 되었고, 입계를 따라 성장하였다. 또한 1000 시간에 입계에  $M_{23}C_6$ 가 석출이 되었고, 5000 시간 이후 입내 역시 석출이 되었다. 경도와 인장강도는 100시간에서 증가한 후 1000 시간에서 감소, 5000 시간부터 증가하였다. 연신율은 시효 시간이 증가함에 따라 감소하였다. 시효 된 시험편에 대해서 0 시간은 냉간 압연에 의해 Cr 탄화물이 생성되어 부식 속도가 가장 빨랐으며, 시효가 진행됨에 따라 Cr 탄화물 생성에 의해 부분적인 Cr 고갈영역이 확산에 의해 감소하여 부식 속도는 시효 시간이 증가함에 따라 감소하였다.

2) SA 508 Gr.3는 베이나이트기 저 합금강으로 베이나이트를 구성하는 lath구조를 가지고 있다.  $Fe_3C$ 와  $M_7C_3$ 가 대표적인 석출물로 관찰되었다. 열화가 진행되었을 때, lath구조는 붕괴되었고, 석출물들은 기지내로 재고용되어 페라이트화가 되었다. lath 구조가 남아있는 1000 시간까지 경도는 크게 차이가 없었고, lath가 완전히 붕괴된 5000 시간 이후 경도는 급격하게 감소하였다. 인장강도에서 강도는 감소한 반면, 연신율은 증가하였다.

3) Filer metal인 Alloy 82는 응고과정에서 열이 방출된 방향으로 결정립이 성장하였으며, 버미클러 형태의 미세구조를 가지고 있다. 입내에 Nb-rich 석출물이 존재한다. 열화가 진행됨에 따라 Nb-rich한 석출물은 분해가 되었고,  $\gamma'(Ni_3Nb)$ 상의 석출되고 입계에  $M_{23}C_6$ 가 석출되어 경도는 열화시간 지남에 따라 증가하였다.

4) Battering부는 Alloy 82처럼 응고과정에서 용융될 때, 열의 방출된 방향으로 결정립이 성장하였다. 시효 시간이 증가함에 따라 FB에서 특정한 영역이 발생하였으며 넓어졌다. 이러한 영역에서 경도는 열화시간의 증가에 따라 10000 시간에서 최대 200%까지 증가하였다. 경도 증가의 원인으로 용접공정에서 SA 508 Cl. 3에

서 Fe와 C의 확산이 buttering으로 일어나 경도의 증가를 가져왔다.

5) SA 508 Gr.3 HAZ는 용접 공정에서 발생한 열 사이클에 영향으로 Martensite와 Bainite의 혼합상을 형성하였다. FB부근에서는 약 1400℃의 열로 인해 결정립이 조대해졌고, 1200 $\mu$ m 부근에서 재결정화가 일어났다. 열화시간이 증가하면서 혼합상을 이루고 있는 lath들이 점차 붕괴가 되었고, 기지내로 재고용되었다. 경도는 as-weld상태에서 가장 높았으며, 혼합상과 용접공정에서 생성되는 강한 압축잔류 응력에 의해 경도 상승을 가져왔다. 열화가 진행되면서 경도는 점차 감소하였다.

6) AISI 316L HAZ는 BM과 마찬가지로 등축립의 결정립을 가지고 있으며, 입계에  $\delta$ -ferrite가 존재하고 있다. 시효 시간이 증가함에 따라, 결정립은 구상화가 진행되었고, 입계 및 입내에  $M_{23}C_6$ 가 석출이 되었다. 용접 공정에서 생성된 잔류 응력에 의해 결정립에  $\Sigma < 5$  이하의 잔류 변형이 생성되었다. 시효 시간의 증가에 따라 잔류변형은 회복이 되었다. 경도는 as-weld상태에 가장 높았고 1000 시간까지 감소하였다가 5000 시간부터 미소하게 증가하였다.

7) 이종금속용접재료의 인장곡선은 as-weld 상태에서 1000 시간 까지 AISI 316L의 인장특성을 나타내고 있다. 1000 시간까지 항복강도는 감소하였으며, 5000시간 시효가 진행되었을 때, 저합금강 SA 508 Gr.3의 인장특성을 나타내었다. 항복강도, 최대인장강도 및 연신율은 시효 시간이 증가할수록 점차 감소하였다.



## 참 고 문 헌

- [1] H. Ming, Z. Zhang, J. Wang, E.H. Han and W. Ke, Microstructural characterization of an SA 508-309L/308L-316L domestic dissimilar metal welded safe-end joint, *Materials Characterization*. 97 (2014) 101-115
- [2] K.J. Choi, S.C. Yoo, T. Kim, C.B. Bahn and J.H. Kim, Effects of aging temperature on microstructural evolution at dissimilar metal weld interfaces, *Journal of Nuclear Materials*. 462 (2015) 54-63
- [3] S.C. Yoo, K.J. Choi, C.B. Bahn, S.H. Kim, J.Y. Kim and J.H. Kim, Effects of aging on the microstructure of Type-II boundaries in dissimilar metal weld joints, *Journal of Nuclear Materials*. 459 (2015)5-12
- [4] J.Y. Huang, T.Y. Yung. J.S. Huang and R.C. Kuo, Effects of heat treatment and chromium content on the environmentally assisted cracking behavior of the dissimilar metal welds in simulated BWR coolant environments, *Corrosion Science*. 75 (2013) 386-399
- [5] G. Chen, Q. Zhang, J. Liu, J. Wang, X. Yu, J. Hua, X. Bai, T. Zhang, J. Zhang and W. Tang, Microstructures and mechanical properties of T92/Super304H dissimilar wteel weld joints after high-temperature ageing, *Materials and Design*. 44 (2013) 469-475
- [6] A. Joseph, S.K. Rai, T. Jayakumar and N. Murugan, Evaluation of residual stresses in dissimilar weld joints, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 82 (2008) 700-705
- [7] M. Ghosh, R. Santosh, S.K. Das, G. Das, B. Mahato, J. Korody, S.KUMAR, and P.K. Singh, Effect of Structrural Heterogeneity on *In Situ* Deformation of Dissimilar Weld Between Ferritic and Austenitic Steel, *Metallutgical and Materials Transactions A*. 46A (2015) 3555-3568
- [8] B. Weiss and R. Stickler, Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel, *Metallurgicla transactions*. 3 (1972) 851-866

- [9] V. Raghavan, User applications of alloy phase diagrams, *Transactions of The Indian Institute of Metals*. 62 (2009) 1-9
- [10] J.H Kim, Y.J. Oh, I.S. Hwang, D.J. Kim, J.T. Kim, Fracture behavior of heat-affected zone in low alloy steels, *Journal of Nuclear Materials*. 299 (2001) 132-139
- [11] B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee, Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds, *Metallurgical transactions A*. 22 (1991) 139-149
- [12] A. Morita, P. Parameswaran, P. R. Sreenivasan, S. L. Mannan, A toughness study of the weld heat-affected zone of a 9Cr-1Mo steel, *Materials Characterization*. 48 (2002) 55-61
- [13] K. Million, R. Datta, H. Zimmermann, Effects of heat input on the microstructure and toughness of the 8MnMoNi 5 5 shape-welded nuclear steel, *Journal of Nuclear Materials*. 340 (2005) 25-32
- [14] G. Spanos, R. W. fonda, R. A. Vanderneer, Matuszeski, Microstructural changes in HSLA-100 steel thermally cycled to simulate the heat-affected zone during welding, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 26 (1995) 3277-3293
- [15] M. Eroglu, M. Aksoy, N. orahan, Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical properties of weld metal and HAZ of a low carbon steel, *Materials Science and Engineering A*. 269 (1999) 59-66
- [16] K. E. Easterling ; Introduction to th physical Metallurgy of welding. Butterworths, (1983)
- [17] Stout. R. D. and Mcgeady. L. J, Metallurgical Factors in the Embrittlement of Welded Plate, *Welding Journal Research Supplement*. 26(11), (1981) 683
- [18] J.H. Kim and E.P Yoon, Notch Toughness and Microstructural Alterations in the Unit Heat-Affected Zone of SA508-cl.3 Reactor Pressure Vessel steel. *Journal fo the Korean Institute of Metals and Materials*. 36 (1998) 1328-1337
- [19] H. Okada, K. Inkeuchi and F. Matsida, Metallographic investigation of M-A constituent Deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and

- 980 MPa class HSLA steels welded with high heat inputs(2nd report), *Welding International*. 8(11) (1994) 886-892
- [20] R.B. Song, J.Y. Xiang, D.P. Hou, Characteristics of Mechanical properties and Microstructure for 316L Austenitic Stainless Steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*. 18(11) (2011) 53-59
- [21] R.G. Malgorzata, P.R. Marzena, K. Jerzy, CORROSION RESISTANCE AND MICROSTRUCTURE OF STEEL AISI 316L AFTER COLD PLASTIC DEFORMATION, *Metallurgy and Foundry Engineering*. 35 (2009) 35-43
- [22] T.P.S. Gill, M. Vijayalakshmi, J.B, Gnanamoorthy and K.A. Padmanabhan, Transformation of Delta-Ferrite during the Postweld Heat Treatment of Type 316L Stainless steel Weld Metal, *Welding research Supplement*. (1986) 122-128
- [23] M. Asuncion Valiente Bermejo, Predictive and Measurement Methods for delta Ferrite Determination in Stainless Steel, *Welding Journal*. 91 (2012) 113-121
- [24] Y.Q. Wang, J. Han, B. Yang and X.T. Wang, Strengthening of  $\sigma$  phase in a Fe<sub>20</sub>Cr<sub>9</sub>Ni cast austenite stainless steel, *Materials Characterization*. 84 (2013) 120-125
- [25] J.K. Lai and J.R. Haigh, Delta-Ferrite Transformations in a Type 316 Weld Metal, *Welding Research Supplement*. (1979) 1-6
- [26] E.J. Chun, H. Baba, K. Nishimoto and K. Saida, Precipitation of sigma and chi phases in  $\delta$ -ferrite of Type 316FR weld metals, *Materials Characterization*. 86 (2013) 152-166
- [27] C.Y. Jeong, K.J. Kim, H.U. Hong and S.W. Nam, Effects of aging temperature and grain size on the formation of serrated grain boundaries in and AISI 316 stainless steel, *Materials Chemistry and Physics*. 139 (2013) 27-33
- [28] Y. Yang and J.T. Busby, Thermodynamic modeling and kinetics simulation of precipitate phases in AISI 316 stainless steels, *Journal of Nuclear Materials*. 448 (2014) 282-293
- [29] L.P. Stoter, Thermal aging effects in AISI type 316 stainless steel, *Journal*

- of *Materials Science*. 16 (1981) 1039-1051
- [30] T. Koutsoukis, A. redjimia and G. Fourlaris, Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels, *Materials Science & Engineering A*. 561 (2013) 477-485
- [31] M. Wang, L. Chen, X. Liu and X. Ma, Influence of thermal aging on the SCC susceptibility of wrought 316LN stainless steel in a high temperature water environment, *Corrosion Science*. 82 (2014) 117-124
- [32] H.K.D.H. Bhadeshia, The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A*. 273-275 (1999) 58-66
- [33] X.Y. Long, J. Kang, B. Lv and F.C. Zhang, Carbide-free bainite in medium carbon steel, *Materials and Design*. 64 (2014) 237-245
- [34] S. Wu, H. Jin, Y. Sun and L. Cao, Critical cleavage fracture stress characterization of A508 nuclear pressure vessel steel, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. xxx (2014) 1-7
- [35] B.J. Lee, H.D. Kim and J.H. Hong, Calculation of  $\alpha/\gamma$  Equilibria in SA 508 Grade 3 Steels for Intercritical heat Treatment, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 29A (1998) 1441-1447
- [36] M.C. Kim, S.G. Park, K.H. Lee and B.S. Lee, Comparison of fracture properties in SA508 Gr.3 and Gr.4N high strength low alloy steels for advanced pressure vessel materials, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 131 (2015) 60-66
- [37] L. Lan, X. Kong and C. Qiu, Characterization of coarse bainite transformation in low carbon steel during simulated welding thermal cycles, *Materials Characterization*. 105 (2015) 95-103
- [38] J.H. Liu, L. Wang, Y. Liu, X. Song, J. Luo and D. Yuan, Fracture toughness and fracture behavior of SA508-III steel at different temperatures, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 21 (2014) 1187-1195
- [39] J. Nohava, P. Haušild, M. Karlik and P. Bompard, Electron backscattering diffraction analysis of secondary cleavage cracks in a reactor pressure vessel steel, *Materials Characterization*. 49 (2003) 211-217

- [40] N. Kamikawa, K. Sato, G. Miyamoto, M. Murayama, N. Sekido, K. Tsuzaki and T. Furuhashi, Stress-strain behavior of ferrite and bainite with nano-precipitation in low carbon steel, *Acta Materialia*. 83 (2015) 383-396
- [41] S. Xu, X.Q. Wu, E.H. Han and W. Ke, Effects of dynamic strain aging on mechanical properties of SA 508 class 3 reactor pressure vessel steel, *Journal of Materials Science*. 44 (2009) 2882-2889
- [42] S.H. Kim, B.C. Hwang and S.H. Lee, Analysis of Fracture Toughness in the Transition-Temperature Region of an Mn-Mo-Ni Low-Alloy Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 34A (2009) 1275-1281
- [43] S.H. Kim, Y.R. Im, S.H. Lee, H.C. Lee, Y.J. Oh and J.H. Hong, Effects of Alloying Elements on Mechanical and Fracture properties of Base Metals and Simulated heat-Affected Zones of SA 508 Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 32A (2001) 903-911
- [44] P.R. Hector and H.K.D.H. Bhadeshia, Continuous Cooling Transformations in Nuclear Pressure Vessel Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 45A (2014) 4897-4906
- [45] M. Sennour, E. Chaumon, J. Crépin, C. Duhamel, F. Gaslain, C. Guerre and I. de Curières, TEM investigations on the effect of chromium content and of stress relief treatment on precipitation in Alloy 82, *Journal of Nuclear Materials*. 442 (2013) 262-269
- [46] H.N. Moosavy, M.R. Aboutalebi, S.H. Seyedein and C. Papelli, Microstructural, Mechanical and weldability assessments of the dissimilar welds between  $\gamma'$ -and  $\gamma''$ -strengthened nickel-base superalloys, *Materials Characterization*. 82 (2013) 41-49
- [47] A.J. Ramirez and J.C. Lippold, High temperature behavior of Ni-base weld metal Part I. Ductility and microstructural characterization, *Materials Science and Engineering A*. 380 (2004) 259-271
- [48] Y.S. Lim, S.S. Hwang, S.W. Kim and H.P. Kim, Primary water stress corrosion cracking behavior of an Alloy 600/182 weld, *Corrosion Science*. 100 (2015) 12-22
- [49] Y.S. Lim, H.P. Kim, H.D. Cho and H.H. Lee, Microscopic examination of an

- Alloy 600/182 weld, *Materials Characterization*. 60 (2009) 1496–1506
- [50] S. Zhao, J. Dong, X. Xie, G.D. Smith and S.J. Patel, THERMAL STABILITY STUDY ON A NEW NI-CR-CO-MO-NB-TI-AL SUPERALLOY, *The Minerals, Metals & Materials Society*. (2004) 63–72
- [51] V.H.C. de Albuquerque, C.C. silva, P.G. Normando, E.P. Moura and J.M.R.S. Tavares, Thermal aging effects on the microstructure of Nb-bearing nickel based superalloy weld overlays using ultrasound techniques, *Materials and Design*. 36 (2012) 337–347
- [52] X. Xie, C. Xu, G. Wang, J. Dong, W.D. Cao and R. Kennedy, TTT DIAGRAM OF A NEWLY DEVELOPED NICKEL-BASE SUPERALLOY-ALLVAC 718PLUS, *The Minerals, Metals & Materials Society*. (2005) 193–202
- [53] A.J. Ramirez and J.C. Lippold, High temperature behavior of Ni-base weld metal Part II–Insight into the mechanism for ductility dip cracking, *Materials Science and Engineering A*. 380 (2004) 245–258
- [54] S.J. Kwon, S.J. Oh, J.H. Kim, S. Kim and S. Lee, MÖSSBAUER ANALYSIS OF HEAT AFFECTED ZONES OF AN SA 508 STEEL WELD, *Scripta Materialia*. 40 (1999) 131–137
- [55] K.J. Choi, J.J. Kim, B.H. Lee, C.B. Bahn and J.H. Kim, Effects of thermal aging on microstructures of low alloy steel–Ni base alloy dissimilar metal weld interfaces, *Journal of Nuclear Materials*. 441 (2013) 493–502
- [56] L. Falat, M. Svoboda, A. Výrostková, I. Petryshynets and M. Sopko, Microstructure and creep characteristics of dissimilar T91/TP316H martensitic/austenitic welded joint with Ni-based weld metal, *Materials characterization*. 72 (2012) 15–23
- [57] M. Eroğlu, M. Aksoy and N. Orhan, Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical properties of weld metal and HAZ of a low carbon steel, *Materials Science and Engineering A*. 269 (1999) 59–66
- [58] W. Guo, S. Dong, W. Guo, J.A. Francis and L. Li, Microstructure and mechanical characteristics of a laser welded joint in SA508 nuclear pressure vessel steel, *Materials Science & Engineering A*. 625 (2015)

65-80

- [59] A. Aloraier, A. Al-Mazrouee, J.W.H. Price and T. Shehata, Weld repair practices without post weld heat treatment for ferritic alloys their consequences on residual stresses: A review, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 87 (2010) 127-133
- [60] M. Sadeghian, M. Shamanian and A. Shafyei, Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel, *Materials and Design*. 60 (2014) 678-684
- [61] J.D. Parker and G.C. Stratford, Characterisation of microstructures in nickel based transition joints, *Journal of Materials Science*. 35 (2000) 4099-4107
- [62] M. Jafarzadegan, A. Abdollah-zadeh, A.H. Feng, T. Saeid, J. Shen and H. Assadi, Microstructure and Mechanical Properties of a Dissimilar Friction Stir Weld between Austenitic Stainless Steel and low Carbon Steel, *Journal of Materials Science & technology*. 29(4) (2013) 367-372
- [63] H.T. Wang, G.Z. Wang, F.Z. Xuan and S.T. Tu, Fracture mechanism of a dissimilar metal welded joint in nuclear power plant, *Engineering Failure Analysis*. 28 (2013) 134-148