



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](#)

2024년 2월
박사학위 논문

가압경수로 보수용접에 적용하기
위한 와이어 아크 적층 제조
과정에서의 열처리 효과에 대한
연구

조선대학교 대학원

기계공학과

김 준 영

가압경수로 보수용접에 적용하기 위한 와이어 아크 적층 제조 과정에서의 열처리 효과에 대한 연구

A study on the heat treatment effect in the wire arc
additive manufacturing process for application to
pressurized water reactor repairing

2024년 2월 23일

조선대학교 대학원

기계공학과

김 준 영

가압경수로 보수용접에 적용하기
위한 와이어 아크 적층 제조
과정에서의 열처리 효과에 대한
연구

지도교수 박 정 수

이 논문을 공학 박사학위신청 논문으로 제출함

2023년 10월

조선대학교 대학원

기계공학과

김 준 영

김준영의 박사학위논문을 인준함

위원장	<u>김 창 래</u> (인)
위원	<u>박 정 수</u> (인)
위원	<u>이 정 원</u> (인)
위원	<u>이 승 준</u> (인)
위원	<u>김 동 진</u> (인)

2024 년 1 월

조선대학교 대학원

목차

제1장 서론	1
1.1 원자력 발전의 원리와 종류.....	5
1.1.1 가압경수로	7
1.1.2 비등경수로	10
1.1.3 가압중수로	12
1.1.4 기타 유형 원자로	13
1.2 원자력 발전 현황과 이슈.....	15
1.2.1 원자력 발전 현황	15
1.2.2 국내 원자력 발전소 현황	17
1.2.3 가압경수로 관련 이슈	19
1.3 일차수 응력 부식 균열.....	23
1.3.1 일차수 응력 부식 균열의 발생과 성장 메커니즘	24
1.3.2 일차수 응력 부식 균열 발생 사례	30
1.3.3 일차수 응력 부식 균열 정비 기술	35
1.3.4 템퍼비드 용접 기법	39
1.3.5 기존 연구의 한계점	42
1.4 연구의 목적.....	44
 제2장 실험 절차	 46
2.1 재료.....	46
2.2 가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부 공정 조건	48
2.2.1 1 차 냉각계통 관통관 용접부 적용형 3 축 자동 용접 시스템 ...	48

2.2.2 공정 조건	49
2.3 미세구조 분석.....	52
2.3.1 EBSD 측정 및 분석.....	55
2.3.2 미세구조 상분율 정량 측정	58
2.3.3 Tempering parameter.....	61
2.4 열역학 계산 시뮬레이션.....	62
2.5 기계적 특성 평가.....	64
2.2.1 Micro-Vickers 경도 시험.....	64
2.2.2 인장 시험	65
제3장 가압경수로 1차 냉각계통 관통관 용접부 분석.....	66
3.1 미세구조 거동.....	66
3.2 기계적 특성.....	79
3.2.1 경도 시험	79
3.2.2 인장 시험	82
3.3 파단면 분석.....	83
제4장 미세구조 변화와 기계적 특성의 상관관계.....	87
4.1 적층 제조 공정에서 발생하는 연속적인 템퍼링 효과	87
4.2 적층 제조 공정에서 발생하는 열영향부의 상변태	99
4.3 미세구조 상분율의 변화가 기계적 특성에 미치는 영향	113
제5장 결론	117

List of figures

Fig. 1.1 Worldwide operable nuclear reactors in 2023 by country.....	3
Fig. 1.2 Worldwide operable nuclear reactors in 2023 by type.....	3
Fig. 1.3 Alloy 600 locations in PWR RCS	4
Fig. 1.4 Diagram of the nuclear power generation.....	6
Fig. 1.5 Schematic diagram of PWR (OPR1000)	8
Fig. 1.6 Schematic diagram of primary coolant loop in PWR (OPR1000)	9
Fig. 1.7 Schematic diagram of typical BWR.....	11
Fig. 1.8 Schematic diagram of PHWR	12
Fig. 1.9 Schematic diagram of SFR.....	14
Fig. 1.10 Information of domestic nuclear power plant	17
Fig. 1.11 Schematic representation of the nuclear chain reaction	20
Fig. 1.12 Schematic representation of the controlled nuclear chain reaction.....	20
Fig. 1.13 Leak location of David-Besse RPV	22
Fig. 1.14 Damaged CRDM area in David-Besse RPV	22
Fig. 1.15 Used materials in typical PWR	24
Fig. 1.16 Influencing factors on PWSCC.....	25
Fig. 1.17 Initiation and propagation stage of Alloy 600 PWSCC.....	27
Fig. 1.18 MRP crack growth curve (Alloy 600).....	27
Fig. 1.19 Schematic illustration of slip dissolution process	28
Fig. 1.20 Mechanism of slip dissolution (film rupture).....	29
Fig. 1.21 Schematic image of internal oxidation model process	29
Fig. 1.22 Schematic representation of half nozzle repair technique	32
Fig. 1.23 PWSCC occurred in YG-3.....	32
Fig. 1.24 Schematic representation of MNSA and installed MNSA	36
Fig. 1.25 Schematic representation of half nozzle repair	38

Fig. 1.26 Weld bead and HAZ related to the carbon steel equilibrium diagram	41
Fig. 1.27 Effect of overlap temper bead	41
Fig. 1.28 Effect of the second layer on the first layer and HAZ	41
Fig. 2.1 Schematic representation of welding manipulator	48
Fig. 2.2 Cross-sectional image of specimen.....	50
Fig. 2.3 Schematic illustration of overlap condition	50
Fig. 2.4 Cross-section of the specimen.....	52
Fig. 2.5 Microstructure observation area for OM, SEM, EBSD.....	53
Fig. 2.6 Optical microscope used in this study	54
Fig. 2.7 FE-SEM used in this study	54
Fig. 2.8 EBSD setup and detected Kikuchi pattern	55
Fig. 2.9 CCT curve of SA508 Gr.3 Cl.1	63
Fig. 2.10 Path for Micro-Vickers hardness measurement	64
Fig. 2.11 Location of tensile test specimen and dimension of specimen	65
Fig. 3.1 Optical microscopy of SA508 (initial state).....	67
Fig. 3.2 SEM image of SA508 (initial state).....	67
Fig. 3.3 Microstructure of SA508 HAZ.....	68
Fig. 3.4 EBSD IPF map of welding interface.....	69
Fig. 3.5 EBSD map of SA508 HAZ.....	72
Fig. 3.6 EBSD map of SA508 BM.....	73
Fig. 3.7 Distributions of the KAM.....	74
Fig. 3.8 Distributions of misorientation angle	75
Fig. 3.9 Phase fraction analysis (Polygonal ferrite)	76
Fig. 3.10 Phase fraction analysis (Martensite and bainite)	77
Fig. 3.11 Phase fraction changes analysis	78
Fig. 3.12 Hardness measurement paths and hardness distribution with contour map	80

Fig. 3.13 Micro-Vickers hardness profile	81
Fig. 3.14 Results of tensile test	82
Fig. 3.15 Fractography after tensile tests.....	85
Fig. 3.16 Calculated and precipitated carbide.....	85
Fig. 3.17 EDS analysis of fractured surface.....	85
Fig. 3.18 Schematic descriptions of fracture mechanism	86
Fig. 4.1 Experimental verifications of microstructure changes during first-layer welding	89
Fig. 4.2 Experimental verifications of microstructure changes during second-layer welding	90
Fig. 4.3 Experimental verifications of microstructure changes during third-layer welding	91
Fig. 4.4 EBSD analysis results after WAAM process (IPF map).....	94
Fig. 4.5 EBSD analysis results after WAAM process (GND density map).....	95
Fig. 4.6 Distribution of KAM value after WAAM process	96
Fig. 4.7 Change of PAGES and GS during WAAM process	97
Fig. 4.8 EBSD analysis results after WAAM process (GB map).....	98
Fig. 4.9 EBSD analysis results after WAAM process (GOS map)	101
Fig. 4.10 Change of polygonal ferrite fraction during WAAM process	102
Fig. 4.11 EBSD analysis results after WAAM process (IQ map)	103
Fig. 4.12 Change of martensite and bainite fraction during WAAM process.....	104
Fig. 4.13 Change of phase fraction during WAAM process	105
Fig. 4.14 Schematic image of microstructure evolution mechanism	109
Fig. 4.15 Calculated cooling rate based on thermal histories of HAZ	111
Fig. 4.16 Comparison of measured phase fraction by EBSD and calculated by JMatPro	112
Fig. 4.17 Change of hardness distribution during WAAM process	115
Fig. 4.18 Hardness distribution and phase fraction of SA508 HAZ in WAAM process...116	

List of tables

Table 1.1 Global nuclear power generation policies	16
Table 1.2 Numbers and capacity of domestic nuclear power plant	18
Table 1.3 History of the Alloy 600 PWSCC	33
Table 1.4 Maintenance techniques for Alloy 600 components	35
Table 1.5 Summary of previous studies	43
Table 2.1 Chemical compositions of base materials (wt%)	47
Table 2.2 Mechanical properties of base materials	47
Table 2.3 Parameter of temper bead welding	49
Table 2.4 Welding input parameter depending on layers and passes	51
Table 4.1 Comparison of calculated B_S and M_S	107
Table 4.2 Comparison for tempering parameters	108
Table 4.3 Comparison of calculated and measured hardness values	114

Nomenclature

$IQ_{Normalized}$	Normalized value of IQ value
$IQ_{Initial}$	Absolute value of IQ value
IQ_{Min}	Minimum value and maximum value of IQ value set
IQ_{Max}	Maximum value and maximum value of IQ value set
N	Sum of the number of scan points in ebsd data
k	Number to normalize IQ value
ε	Minimum allowable error value
$ND(n_i, \mu_i, \sigma_i)$	Number of IQ data
n_i	Number of data
μ_i	Average value
σ_i	The i^{th} normalized distribution of the standard deviation
σ_y	Yield stress [MPa]
σ_t	Tensile stress [MPa]
RA	Reduction area [%]
γ	Austenite phase
M_S	Martensite start temperature [°C]
B_S	Bainite start temperature [°C]
TP	Tempering parameter
T	Kelvin absolute temperature [K]
t	Tempering holding time [sec]
C	Tempering parameter constant
ρ_{GND}	GND density
ν	KAM value ($0 \leq \nu \leq 5^\circ$)
b	The burgers vector
u	Unit length
Hv_F	Hardness of ferrite [Hv]
Hv_M	Hardness of martensite [Hv]
Hv_B	Hardness of bainite [Hv]
$Hv_{calculated}$	Total hardness [Hv]
$Hv_{measured}$	Measured hardness [Hv]

Abbreviations

NPP	Nuclear power plant
PWHT	Post weld heat treatment
PWR	Pressurized water reactor
HAZ	Heat affected zone
CALPHAD	Calculation of phase diagrams
FEM	Finite element method
EBSD	Electron back-scatter diffraction
RPV	Reactor pressure vessel
PWSCC	Primary water stress corrosion cracking
DMWs	Dissimilar metal welds
AM	Additive manufacturing
WAAM	Wire arc additive manufacturing
PBF	Powder bed fusion
DED	Direct energy deposition
OM	Optical micrograph
SEM	Scanning electron micrograph
PAGBs	Prior austenite grain boundaries
PAGS	Prior austenite grain size
LAGBs	Low angle grain boundaries
HAGBs	High angle grain boundaries
IPF	Inverse pole figure
KAM	Kernel average misorientaion
GB	Grain boundary
GOS	Grain orientation spread
IQ	Image quality
GND	Geometrically necessary dislocations
CCT	Continuous cooling transformation
YS	Yield strength
TS	Tensile strength
TC	Thermo couple

Abstract

A study on the heat treatment effect in the wire arc additive manufacturing process for application to pressurized water reactor repairing

Junyeong Kim

Advisor: Prof. Jungsoo Park, Ph.D.

Department of Mechanical Engineering,

Graduate School of Chosun University

A wire-arc additive manufacturing process using the temper bead welding technique is used to replace post-weld heat treatment in the repair process of dissimilar material welded joints in pressurized water reactors. In this study, we focused on identifying the mechanism of heat treatment effect occurring in the wire-arc additive manufacturing process through metallurgical analysis.

For this purpose, a mock-up specimen to reproduce the welded joints of the actual pressurized water reactor was manufactured by wire-arc manufactured process with 14 layers and 146 passes. OM, SEM, and EBSD analysis were introduced to analysis the heat affected zone generated in wire-arc additive manufacturing process. And quantitative analysis of misorientation angle, grain size, phase fraction was performed using OIM software. For quantitative measurement of the phase fraction, the phase fraction of polygonal ferrite was measured by analyzing the grain orientation spread map, and the fractions of bainite and martensite were quantitatively measured by analyzing the image quality map. The consistency of the phase fraction measurement results with CALPHAD software simulation results was also

evaluated. And micro-vickers hardness test and tensile test were to evaluate mechanical properties.

After additive manufacturing process, the prior austenite grain size decreased by 82% and the grain size also decreased by 85%. In grain boundary map, low-angle grain boundaries were decreased, and high-angle grain boundaries were increased, it is due to recrystallization which occurs as the fraction of polygonal ferrite increases. As a result of grain orientation spread map analysis, it was confirmed that fraction of polygonal ferrite increased from 5.4% to 31.2%. And in image quality map, the bainite fraction increased by 18.4% and the martensite fraction decreased by 44.2%. Micro-Vickers hardness measurement results showed that the hardness distribution was higher than the SA508 Gr.3 Cl.1 base material but lower than 380Hv the hardness value that required by the ISO 15614-1. In the tensile test, the tensile strength of the dissimilar weld joint specimen was measured at the intermediate value of the SA508 Gr.3 Cl.1 base metal and additive manufactured specimen. And the analysis of the tensile fractured surface of the dissimilar weld joint specimen showed that the crack occurred in the additive manufactured area.

To determine through what mechanism the microstructure and mechanical properties change during wire-arc additive manufacturing process, three types of specimens (1 layer, 2 layer, 3 layer overlaid) were manufactured and analyzed. The EBSD analysis results the prior austenite grain size tended to decrease as additive manufacturing process progressed. As a result of phase fraction to analysis the microstructure change, phase fractions of polygonal ferrite and bainite were increased and phase fraction of martensite was decreased. And the same tendency was shown when compared with the calculation results of CALPHAD software simulation results based on the heating and cooling rates measured through thermos-couples. In the additive manufacturing process, the microstructure of heat affected zone transformed to martensite matrix during first- and second-layer overlay process. And through repeated thermal cycles at temperature under AC3, the microstructure changes into various phases such as martensite, bainite and polygonal ferrite. As microstructure phase fraction change, the mechanical properties

changes. As a result of micro-vickers hardness measurement, the average hardness value was measured as 395.8Hv in the first layer heat affected zone, 365.1Hv in second layer heat affected zone, and 320.9Hv in third layer heat affected zone. As additive manufacturing progresses, the hardness distribution tends to decrease, and this phenomenon is considered to be influenced by the change of microstructure phase fraction.

In this study, the effect of tempering in the wire-arc additive manufacturing process as an alternative to post-weld heat treatment was studied. As additive manufacturing progresses, the phase fraction in heat affected zone changed due to repeated welding heat input and directly affects the mechanical properties. Phase fractions in heat affected zone tended to decrease for martensite and increase for polygonal ferrite and bainite. The decrease in martensite and the increase in polygonal ferrite and bainite directly affect the mechanical properties of the heat affected zone, especially the hardness distribution. In additive manufacturing process, the average hardness tended to decrease and met the 380Hv required by the ISO standard. Through this study, the mechanism of tempering effect occurring during the wire-arc additive manufacturing process was investigated, and it was confirmed that the post-welding heat treatment process can be completely replaced. In addition, it has been proven that there is no problem in applying it to nuclear power plant maintenance and repair by satisfying the relevant ASME codes and ISO standards.

제 1 장 서론

원자력 발전은 산업 발전에 따라 급격하게 증가하는 전력 수요를 충족시키기 위한 신뢰할 수 있는 친환경적인 저탄소 에너지 공급 수단으로 평가받고 있다[1]. Fig. 1.1 은 전세계적에서 운전되고 있는 원자력 발전소 현황을 보여준다. 2023 년 현재 각 국에서 440 기의 원자력 발전소가 가동 중에 있으며, 우리나라에서는 25 기가 가동 중에 있다[2-4]. 우리나라에서 원자력 발전소가 생산하는 전력량은 2022 년 24.7GW 로 전체 전력 수요의 약 28%를 차지하고 있다[5]. 또한 2036 년까지 31.7GW 로 발전 전력량을 지속적으로 증가시킬 예정으로 기존 원자력 발전소의 계속적 운영과 더불어 신규 원자력 발전소 건설이 진행되고 있다[5].

원자력 발전은 무탄소 전원, CF100 (Carbon Free 100%)에 해당하는 발전 방식이다. CF100 의 정식 명칭은 24/7 Carbon-Free Energy 로, 기업에서 사용하는 전력을 100% 무탄소 에너지원으로 공급받아 사용하자는 탄소 중립을 위한 글로벌 에너지 전환 캠페인이다[6-10]. 이와 유사한 글로벌 에너지 전환 캠페인에는 RE100 (Renewable Electricity 100%)이 있는데, RE100 은 기업에서 사용하는 모든 전력을 재생 에너지로만 조달하는 것을 목표로 한다[11-13]. 2023 년 현재 국내 기업으로는 삼성전자, SK 하이닉스, 현대차 계열사 등의 대기업들이 참여하고 있으며, 구글, 애플, 레고 등 해외 글로벌 기업들 또한 RE100 에 가입되어 있다.[9] CF100 과 RE100 의 차이점은 사용하는 에너지 전력의 범위에 있다. RE100 은 재생에너지만을 사용하는 목적으로 운영되는 캠페인이지만, CF100 은 재생에너지에서 한단계 범위를 넓혀 무탄소 에너지로 기업이 사용하는 전력을 총당하는 것을 목적으로 한다[9]. 2020 년 우리나라의 재생에너지 발전 비중은 4.7%로 OECD 최하위권에 해당된다[14]. 풍력 발전, 태양광 발전 등의 재생 에너지 발전 비중이 낮은

우리나라 실정에는 CF100 이 현실적인 대안으로 적용될 수 있으며, 탄소 중립과 ESG (Environmental, Social, Governance) 경영이 강조되는 국제 사회에서의 경쟁력 제고를 위해 원자력 발전은 지속적으로 수요가 있을 것으로 예상된다.

Fig. 1.2 는 원자로 타입에 따른 원자력 발전소 현황으로 2023 년 현재 운전되고 있는 원자력 발전소 440 기 중 68.4%에 해당하는 301 기가 가압경수로(PWR; pressurized water reactor)형 원자력 발전소로 건설되었다[2]. 우리나라에서 운전 중인 원자력 발전소 25 기 중 92%에 해당하는 23 기가 PWR 형 원자력 발전소로 건설되었다[15]. 이 중 16기는 운전 기간이 20년이 경과하여 노후화로 인한 문제가 점차 증가할 것으로 예상된다. 특히 Alloy 600 계열의 재료가 적용된 PWR 형 원자로에서는 일차수 응력 부식 균열 (PWSCC; primary water stress corrosion cracking) 문제가 지속적으로 보고되고 있으며, 우리나라에서도 2003 년 최초 보고 이후로 지속적인 PWSCC 로 인한 손상 사례가 보고되고 있다[16,17]. 현재 우리나라에서 운전 중인 원자력 발전소 중 Westinghouse type, Combustion Engineering type 에 해당하는 일부 원자력 발전소에는 Fig 1-3 에 나타난 것처럼 Alloy 600 재료가 적용된 구성 요소가 다수 존재하며 이 부분에서 PWSCC 로 인한 손상 사례가 발생할 가능성이 존재한다[18].

이러한 원자력 발전소의 문제는 전력 공급의 불안정성과 경제적 손실 외에도 원자력 발전에 대한 안전 및 신뢰에 대한 불신을 가져올 수 있다. 그렇기 때문에 PWSCC 가 발생할 수 있는 이종금속 용접부에 대한 예방 정비 기술과 공정에 대한 연구가 반드시 필요한 실정이다. 서론에서는 원자력 발전소의 종류와 현황, 그리고 우리나라에 도입된 원자력 발전소에서 발생하는 이슈와 해결방안에 대해 다루고 연구의 당위성에 대해 서술하였다.

Number of operable nuclear power reactors worldwide as of May 2023, by country

Operable nuclear power reactors worldwide 2023, by country

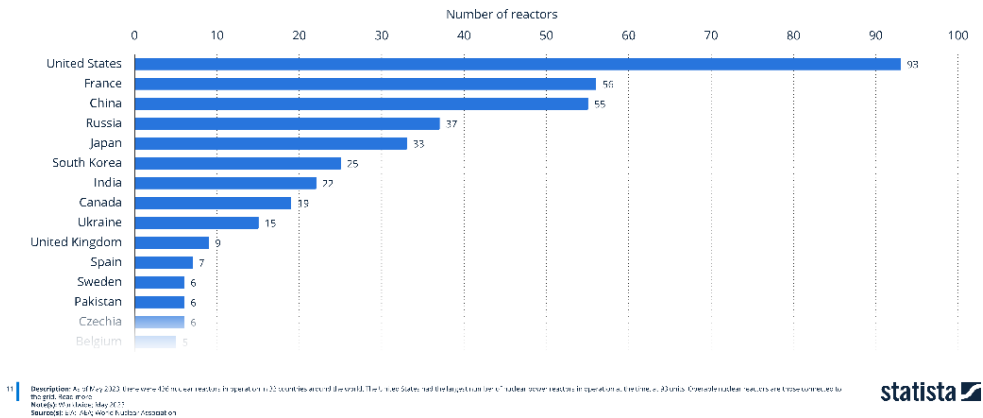


Fig. 1.1 Worldwide operable nuclear reactors in 2023 by country [2]

Number of operable nuclear reactors worldwide as of June 2023, by reactor type

Number of operable nuclear reactors worldwide 2023, by type

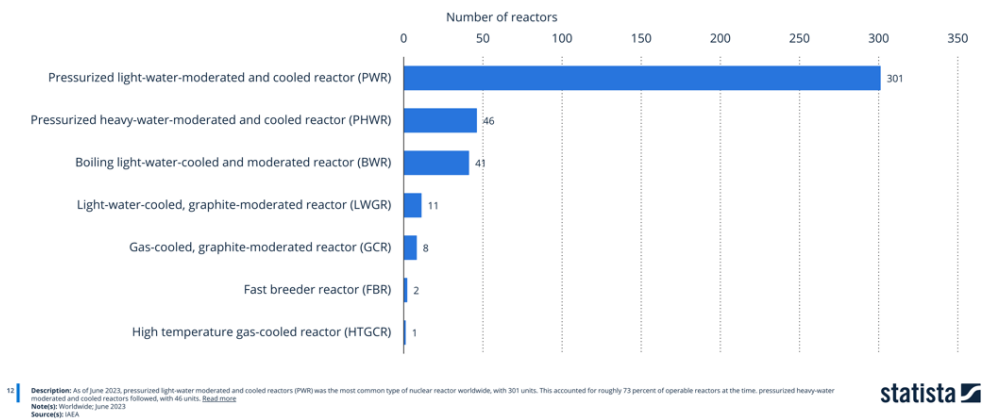
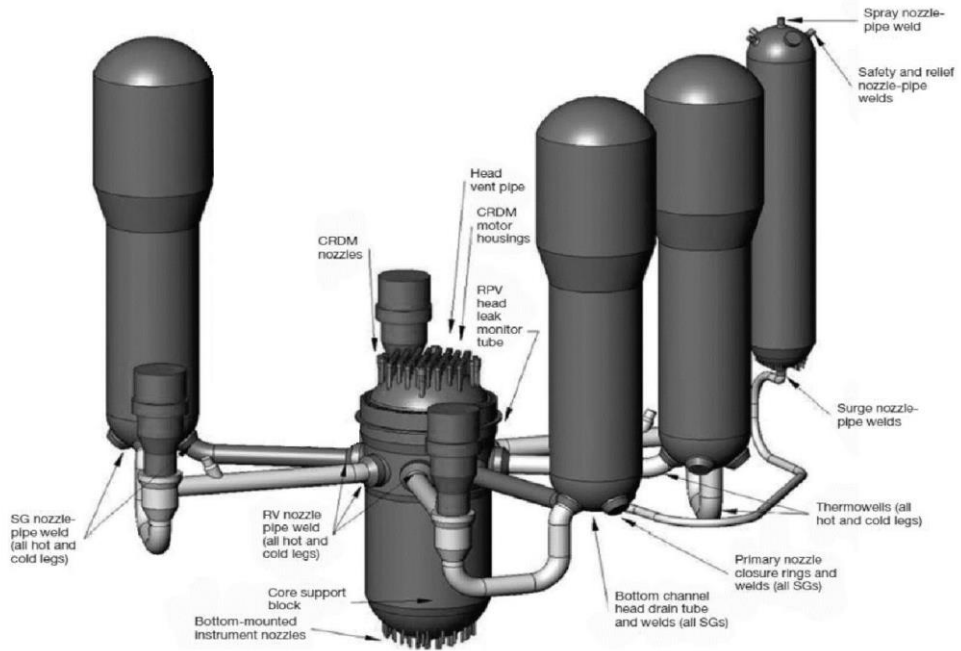
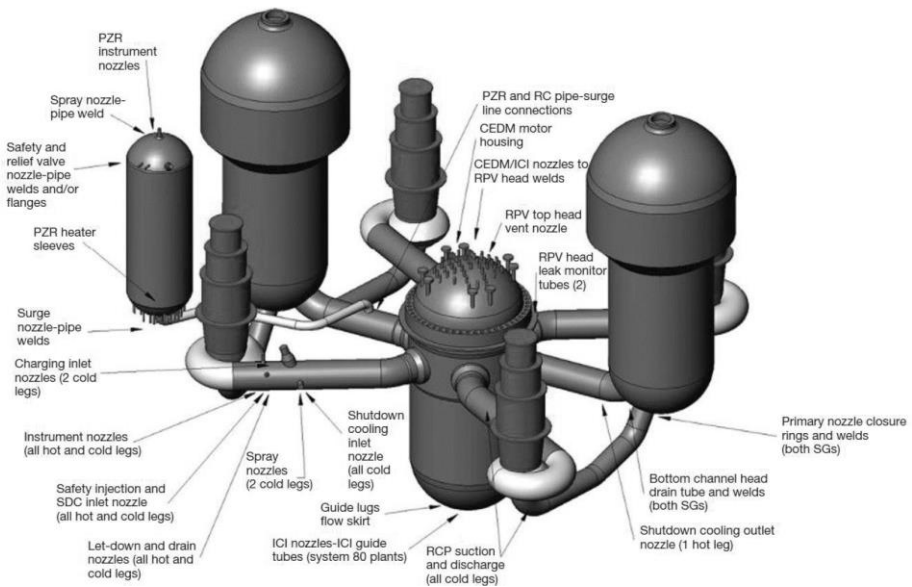


Fig. 1.2 Worldwide operable nuclear reactors in 2023 by type [2]



(a) Westinghouse type reactor coolant system



(b) Combustion Engineering type reactor coolant system

Fig. 1.3 Alloy 600 weld joint locations in pressurized water reactor coolant system [18]

1.1 원자력 발전의 원리와 종류

원자력 발전은 전기를 생산하기 위해 핵분열 반응을 사용한다[19-21]. 핵 반응 방식에는 핵분열, 핵붕괴, 핵융합 반응이 있으며, 현재 전세계적으로 원자력 발전소들은 대부분 우라늄-235와 같은 방사성 동위원소를 연료로 사용하는 핵분열 방식으로 운영되고 있다[22]. 원자력 발전은 원자로에서 방사성 동위원소의 핵분열 반응을 연쇄적으로 일으켜 열에너지를 발생시키는 단계에서 시작한다. 원자로에서 발생한 열은 원자로 형식에 따라 냉각재를 직접 기화시켜 터빈을 구동하거나(비등경수로), 또는 열교환기를 통해 간접적으로 열을 전달하여 냉각재를 기화시켜 터빈을 구동한다(가압경수로). 터빈을 구동시킨 기화된 냉각재는 냉각계를 따라 순환되어 앞의 순서를 반복하게 된다.

원자력 발전소는 1954년 최초로 상업 운전을 시작한 러시아의 Onninsk 원자력 발전소를 시작으로 지속적으로 발전해왔다. Fig. 1.4는 원자력 발전소의 발전을 시간의 흐름에 따라 세대로 구분한 그림으로 현재 개량 제 3세대 원전이 건설되거나 운영되고 있으며 4세대 원전에 대한 연구가 진행되고 있다[23]. 우리나라에서는 OPR1000을 시작으로 APR1400, APR+ 등 글로벌 원자력 발전소 시장에서 두각을 드러내고 있다.



Fig. 1.4 Diagram of the nuclear power generation [13]

1.1.1 가압경수로

가압경수로(PWR; Pressurized Water Reactor)는 전세계 원자력 발전소의 대부분을 차지하는 원자력 발전소다[24]. 일부 국가에서 비등경수로 타입의 원자력 발전소를 채택한 경우를 제외하면 거의 대부분을 차지한다. 가압경수로는 냉각계통의 분리를 통해 방사성 물질의 누설에 안전성이 더해진 장점을 갖는다. 또한 가장 많이 운영되는 원자력 발전소 형태이기 때문에 기술적으로 성숙한 장점도 갖는다.

Fig. 1.5 는 한국표준원전 (KSNP; Korean Standard Nuclear Power Plant) OPR1000 의 계통도이다[25]. 가압경수로형 원자력 발전소는 크게 원자로 (Nuclear reactor), 가압기 (Pressurizer), 증기발생기 (Steam generator), 터빈과 발전기 (Turbine, generator), 복수기 (Condenser) 등으로 구성된다. Fig. 1.6 은 1 차 냉각계통 (Primary coolant loop)을 나타낸 개략도로 원자로, 가압기, 증기발생기로 순환 계통이 구성되고, 증기발생기, 터빈과 발전기, 복수기 등은 2 차 냉각계통 (Secondary coolant loop)를 구성한다[26].

가압경수로형 원자력 발전소의 전기 생산은 원자로에서의 연쇄적인 핵분열 반응으로 시작된다[20]. 원자로에서 우라늄-235 의 핵분열 반응에서 발생한 열에너지는 1 차 냉각계통의 냉각재를 가열시키는데 가압경수로에서는 냉각재로 경수, 즉 물이 사용된다. 물은 원자로 입구단에서 295.8°C, 출구단에서 327.3°C 로 원자로를 통과하며 가열된다. 고온의 냉각재는 155bar 의 고압 조건에서 액체 상태로 유지되어 가압기를 통해 증기발생기로 이동된다. 증기발생기에서 1 차 냉각계통 냉각재의 열이 2 차 냉각계통 냉각재를 기화시키고, 여기서 기화된 2 차 냉각계통 냉각재는 터빈으로 이동하여 터빈을 구동시킨다. 터빈을 구동시킨 기화된 냉각재는 복수기를 통해 냉각되어 냉각계통을 순환하게 된다[27].

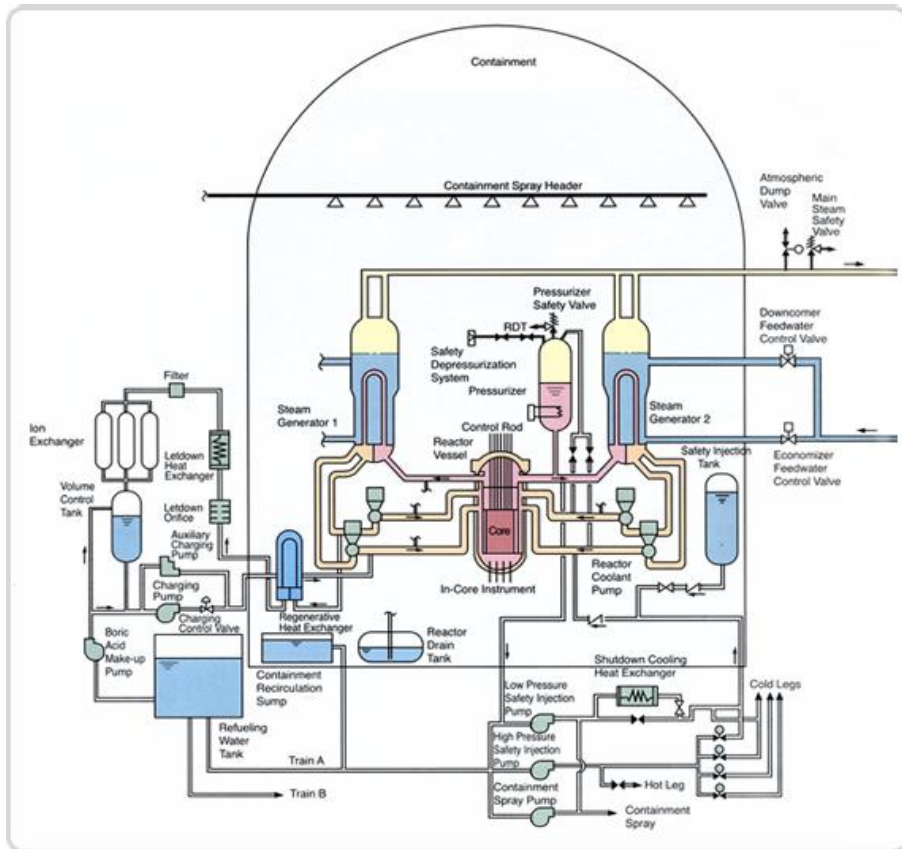


Fig. 1.5 Schematic diagram of PWR (OPR1000)[25]

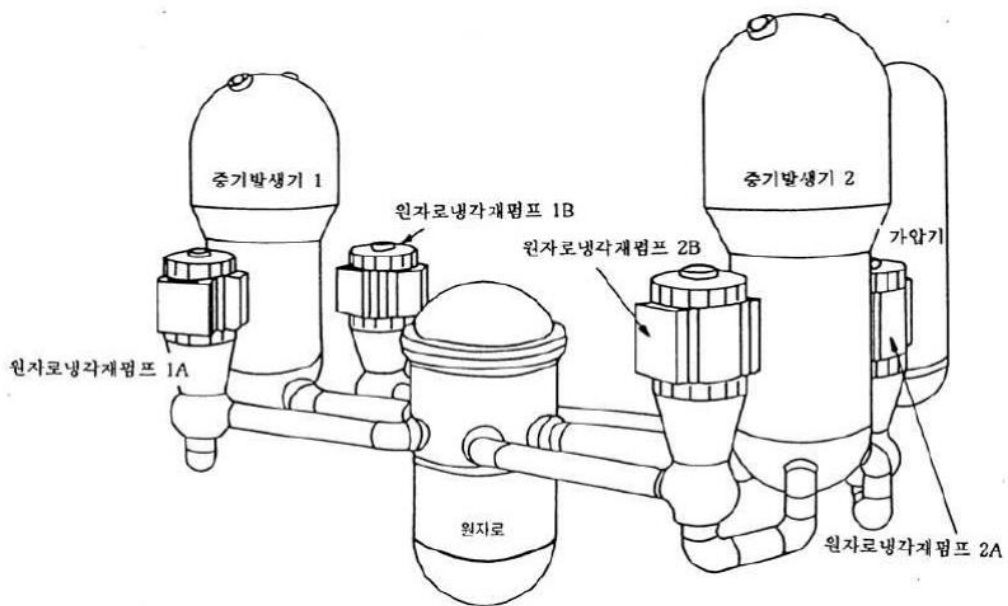


Fig. 1.6 Schematic diagram of primary coolant loop in PWR (OPR1000)[28]

1.1.2 비등경수로

비등경수로(BWR; Boiling Water Reactor)는 가압경수로에 이어 두번째로 많이 사용되는 원자로 타입이다. 비등경수로는 1950년대 중반 미국의 아르곤 국립 연구소와 GE(Generic Electric)에 의해 최초로 개발되었으며, 현재는 GE와 일본 히타치의 합작 법인인 GE Hitachi Nuclear Energy에 의해 주로 제조되고 있다[29].

Fig. 1.7는 일반적인 비등경수로의 계통도를 나타낸 것으로 Fig. 1.5 가압경수로의 계통도와 비교했을 때 구조적으로 큰 차이를 보인다[30]. 가장 큰 차이점은 터빈을 구동하는 증기를 생산하는 방식으로, 가압경수로의 경우 증기발생기를 통해 2차 냉각계통에서 냉각재의 기화를 통해 증기를 발생시키는 간접생산방식을 사용하고 있는데 비해 비등경수로의 경우 원자로에서 발생하는 핵분열 반응 열에너지로 냉각수를 직접 기화시키는 직접생산방식을 사용하고 있다[31].

비등경수로의 전기 생산은 가압경수로의 전기 생산과 개념은 동일하다. 차이점은 냉각계통의 분리를 구분하지 않고 원자로에서 열을 발생시켜 냉각재가 기화되면 기화된 증기로 직접 터빈을 구동한 후 응축기에서 냉각되어 액체 상태의 냉각재로 다시 돌아가 냉각계통으로 돌아가는 단일 계통의 냉각 계통을 사용한다는 점이다. 냉각재는 원자로에서 약 75bar의 압력 조건에서 약 285°C에서 기화된다. 이것은 가압경수로 1차 냉각계통의 냉각재 운전 조건에 비해 낮은 압력과 온도 조건으로 압력 용기의 수명 연장과 안전성에 있어 큰 이점으로 작용한다. 또한 가압경수로에 비해 단순한 구성으로 발전소 유지에

장점을 갖는다. 비등경수로의 냉각재는 붕산이 사용되지 않기 때문에 붕산 부식을 피할 수 있어 원자로 용기와 배관 내외 부식 가능성이 줄어드는 장점이 있다.

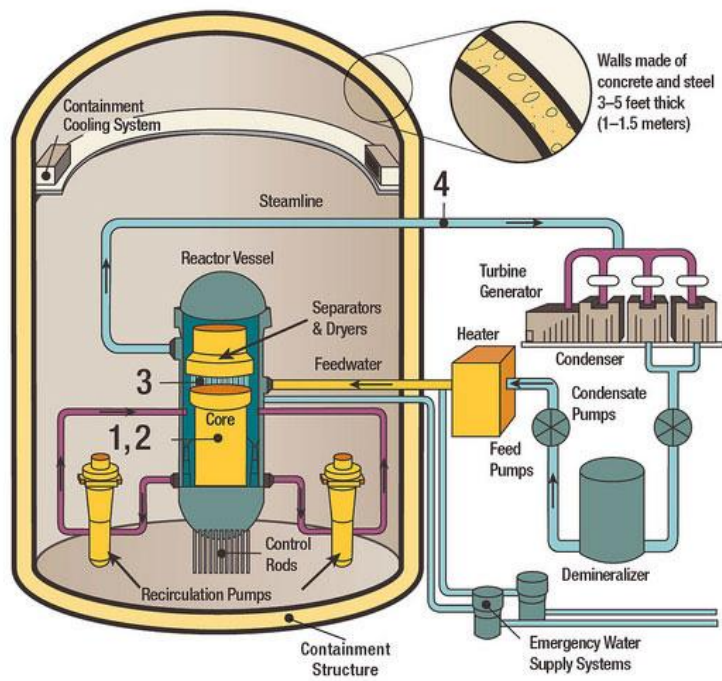


Fig. 1.7 Schematic diagram of typical BWR[31]

1.1.3 가압중수로

가압중수로(PHWR; Pressurized Heavy Water Reactor)는 냉각재와 감속재로 중수(heavy water)를 사용하는 원자로 타입으로 Fig. 1.8 에 개략도를 나타내었다[32]. 냉각계통이 1 차, 2 차로 구분된 점에서는 가압경수로와 유사하지만 냉각재를 경수가 아닌 중수를 사용한다는 점에서 큰 차이를 가진다[33]. 여기서 중수는 수소의 동위원소인 중수소 2 개와 산소 1 개가 결합한 물질로 D_2O 를 뜻한다. 중수는 경수보다 중성자를 감속하는 작용은 뛰어나지만 흡수하는 양은 적다고 알려져 있다. 이러한 특성으로 인해 가압중수로는 가압경수로와 달리 농축우라늄이 아닌 천연우라늄을 연료로 발전을 할 수 있는 장점이 있는 반면, 중수를 만드는 비용적인 측면에서 단점이 있다.

캐나다원자력공사(AECL)의 CANDU 형 가압중수로는 대표적이며 우리나라의 경우 월성 원전 1 호기 ~ 4 호기가 CANDU-6 형 가압중수로를 채택하여 건설되었으며 현재 3 기가 운전 중에 있다.

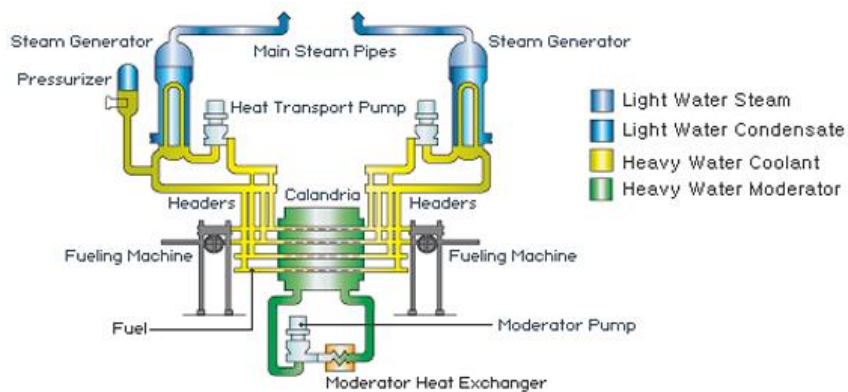


Fig. 1.8 Schematic diagram of PHWR[32]

1.1.4 기타 유형 원자로

○ 일체형 원자로 (SMART; System-integrated Modular Advanced Reactor)

SMART는 원자로, 증기발생기, 가압기, 냉각재펌프 등의 원자로 구성 요소들이 하나의 용기 안에 집약된 형태의 일체형 원자로이다[34]. 일반적으로 상용 원자력 발전소 발전용량의 1/10(약 100MW)의 낮은 용량의 발전량을 보유하며 10 만명 규모의 도시를 담당할 수 있다.

○ 소듐냉각고속로 (SFR; Sodium-cooled Fast Reactor)

소듐냉각고속로는 지속가능성, 경제성, 안정성 등의 측면에서 4 세대 원전에 해당하는 최신형 원자로이며 알칼리 금속 계열인 액체 소듐(Sodium)을 냉각재로 사용하는 미래형 선진 원자로에 해당한다[35]. 소듐냉각고속로는 155bar 고압 조건에서 운전되는 가압경수로와 달리 대기압 조건에서 운전되고, 모든 1 차 냉각계통 구성요소들이 원자로 냉각재 풀 내부에 설치되기 때문에 냉각재 누설에 있어 자유로운 장점을 갖고 있다. 또한 소듐은 대기압 조건에서 700° C 이상에서도 액체 상태가 유지되기 때문에 원자로 냉각재로써 냉각 기능을 수행할 수 있는 영역대가 넓어 높은 안전성을 보장한다. Fig. 1.9 는 소듐냉각고속로의 개략도이다[36].

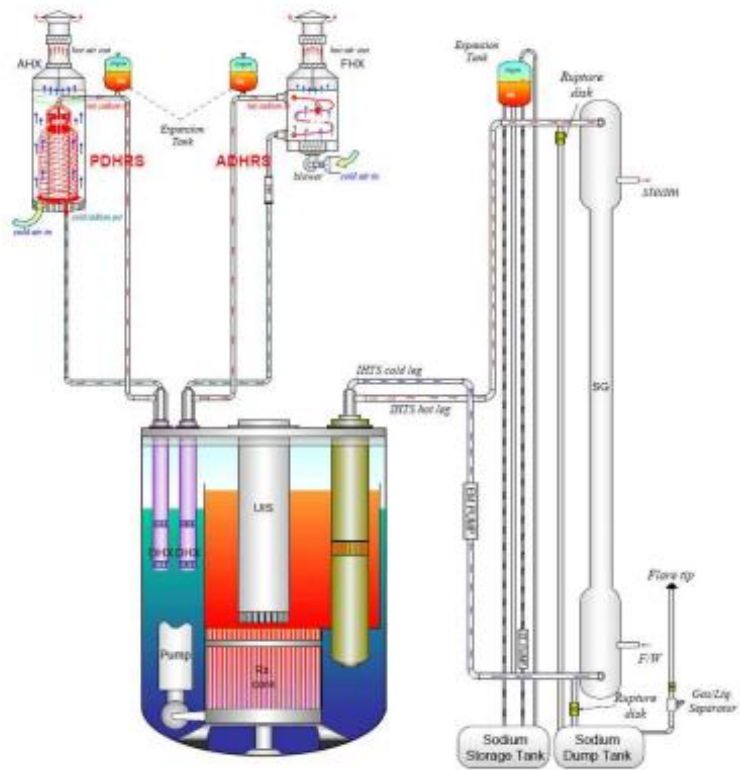


Fig. 1.9 Schematic diagram of SFR[36]

1.2 원자력 발전 현황과 이슈

1.2.1 원자력 발전 현황

국내시장뿐만 아니라 세계시장에서도 원자력 발전의 중요성이 다시 주목받고 있다. 주요 이슈는 기후위기 문제와 관련된 탄소 중립과 화석연료의 수급문제이다. 국제에너지기구 (IEA; International Energy Agency)에 따르면 온실가스 배출량의 3/4 이상이 에너지 부문에서 발생하고 있다[37]. 온실가스 배출량의 증가와 맞물려 지구의 평균 기온 또한 증가하는 추세를 나타내고 있다. 이와 관련하여 2015년 파리기후변화협정에서 미국의 주도로 산업화 이전 수준 대비 지구의 평균 온도를 2° C 이상 상승하지 않도록 온실가스의 배출량을 감축하도록 하는 안이 채택되었다[38]. 이 협정을 통해 미국은 2030년까지 26~28%의 온실가스 절대량 감축, 유럽연합은 2030년까지 온실가스 절대량 40% 감축을 목표로 설정했다. 이 협정을 통해 195 개국이 온실가스 감축 목표에 동참하게 되었으며, 여기에 해당하는 온실가스는 배출량의 90% 이상이 해당된다. 이와 관련하여 가장 많은 원자력 발전소를 보유, 가동 중인 미국은 2021년 발표한 2050년 탄소중립 행정명령[39]에서 원자력 발전을 무탄소전원(Carbon Pollution-Free Electricity)에 포함시켜 원자력 발전을 태양/풍력/수력과 같은 무공해 전력원으로 인정했다. 유럽 연합에서는 미국 다음으로 많은 원자력 발전소를 가동 중인 프랑스가 기존의 원전 축소 정책을 유보함과 동시에 가동중 원전의 가동 연한 연장과 신규 원전 수주 등 원자력 발전을 적극 활용하겠다는 의지를 밝혔다[40]. 일본은 2014년 제4차 에너지 기본계획에서 2030년까지 원자력 발전의 비중을 50%에서 20~22%까지 낮추려는 계획을 발표한 바 있다[41]. 하지만 탄소 중립과 전력난 완화 등의 문제로 인해

원자력 발전 전략 변화를 위해 2022년 그린 트랜스포메이션 실행 회의에서 일본 총리가 차세대 원전 개발 촉구 및 기존 원전 수명 연장을 공식적으로 언급했다[42].

화석연료 수급과 관련하여 근래 발생한 우크라이나-러시아 전쟁은 전세계적으로 에너지 공급망에 대한 불안감을 조성했다. 특히 러시아는 천연가스 생산 순위 2위의 국가로 많은 국가들이 러시아의 천연가스 수입에 의존도가 높았다. 전쟁으로 인한 에너지원 수급과 가격 급변은 세계 각국이 에너지원의 종류를 다양화하고 특정 에너지원 또는 공급국가에 대한 의존성을 줄이는 방향으로 에너지 안보를 강화하게 만들었다.

Table 1.1은 세계 각국의 원자력 발전 정책의 동향을 표로 정리한 내용으로 원자력 발전에 대한 중요성이 다시 주목받을 수 있다.

Table 1.1 Global nuclear power generation policies[5]

국가	정책 동향
미국	- 원전을 CFE(Carbon Pollution Free Electricity)에 포함 - 노후원전 조기폐쇄 방지를 위해 60억 불 배정, 상업원전 지원 확대
영국	- 2050년까지 최대 8기 추가건설 (2021년 6.8GW → 2050년 24GW) - 총 전력생산 중 원전 비중을 현재 15% 수준에서 25% 확대
프랑스	- 2050년까지 신규 6기 건설 + 추가 8기 검토
벨기에	- 원전 2기에 대한 계속운전 기한을 2025년에서 2035년으로 연장
폴란드	- 2043년까지 6기 건설 (원전 비중 약 10%)
체코	- 2040년까지 최대 4기 추가 건설 추진 (원전 비중 36% → 46~58%)
핀란드	- 신규 1기 가동 개시, 가동원전 2기 계속운전 추진
일본	- 차세대 원전 신설, 원전 재가동 확대, 운전기간 연장 등 검토 추진
독일	- 원전(3기) 전부 폐쇄에서 2기는 예비전력원으로 한시적 유지 결정

1.2.2 국내 원자력 발전소 현황

국내 원자력 산업은 1986년 원전건설 기술자립계획을 수립하여 기술적인 자립을 목표로 외국 기술보유사 Combustion Engineering, General Electric, Sargent & Lundy 와 기술도입계약을 체결하고 한국형 표준원전 한빛 3, 4 호기의 준공을 통해 독자적인 원자력 발전소 설계 역량을 갖춘 국가가 되었다[43]. 이후 한울 5, 6 호기와 한빛 5, 6 호기에 적용된 OPR1000 브랜딩을 통해 국제원자력기구(IAEA; International Atomic Energy Agency)에게 1000MW 급 원자력 발전소 중 가장 안전한 원전이라는 평가를 받기도 했다. 이후 개선형 OPR1000, APR1400, APR+로 이어지는 개량형 제 3 세대 원전까지 개발되었으며, 현재 4 세대 원전 모델도 개발 중에 있다. Fig. 1.10은 국내 가동중 원전에 대한 정보와 설비용량, 발전량에 대한 내용이다[44]. 2023년 9월 현재 국내 원자력발전소는 총 25기가 존재하며, 그 중 20기가 운전 중에 있음을 알 수 있다. Table. 1.2는 국내 원자력발전소의 타입, 설비용량을 나타낸 표로 가압경수로, 가압중수로 두가지 타입으로 운영되고 있음을 보여준다[45].

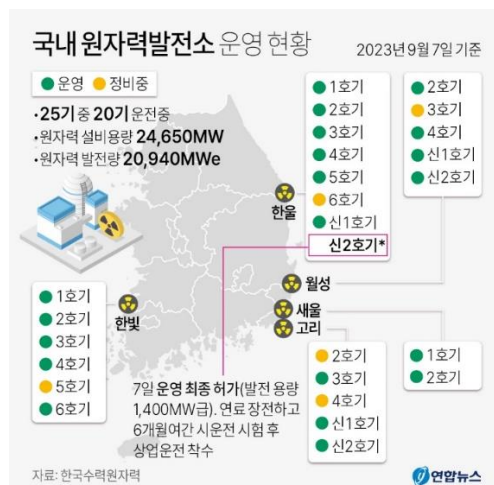


Fig. 1.10 Information of domestic nuclear power plant[44]

Table 1.2 Numbers and capacity of domestic nuclear power plant[45]

발전소		노형	설비용량 (MW)
고리	2 호기	가압경수로	650
	3 호기		950
	4 호기		950
	신 1 호기		1,000
	신 2 호기		1,000
새울	1 호기	가압중수로	1,400
	2 호기		1,400
월성	2 호기	가압중수로	700
	3 호기		700
	4 호기		700
신월성	1 호기	가압경수로	1,000
	2 호기		1,000
한빛	1 호기	가압경수로	950
	2 호기		950
	3 호기		1,000
	4 호기		1,000
	5 호기		1,000
	6 호기		1,000
한울	1 호기	가압경수로	950
	2 호기		950
	3 호기		1,000
	4 호기		1,000
	5 호기		1,000
	6 호기		1,000
	7 호기		1,400
발전소 수	총 25 기	총 설비용량	24,650

1.2.3 가압경수로 관련 이슈

원자력 발전은 우라늄 235, 플루토늄 239 등을 사용한 핵분열 에너지를 기반으로 작동한다[46]. 가압경수로로는 앞서 언급한 바와 같이 1 차, 2 차 냉각계가 분리되어 있다. 가압경수로에서는 연쇄적인 핵분열 반응을 적정선으로 유지하기 위해 제어봉이 사용되거나 1 차수 냉각계의 붕산 농도가 조절된다. 제어봉은 원자로 내에서 핵분열 반응에서 발생하는 중성자를 흡수하며 원자로의 출력을 조절하는데 사용되는 핵심 부품으로 중성자 흡수 특성이 뛰어난 붕소, 카드뮴 등의 원소가 조합되어 제조된다[47]. 원자로의 출력을 낮출 때는 제어봉을 삽입하여 중성자 흡수를 늘리고, 원자로의 출력을 높일 때는 제어봉을 인출하여 중성자 흡수를 줄인다. 붕소는 1 차 냉각계 냉각재의 중요한 구성 원소로 붕산 농도 조절을 통해 원자로 핵분열 속도를 제어하는 편리한 수단이 된다[48]. 원자로의 출력을 낮추기 위해서는 냉각재의 붕소 농도를 높이고, 원자로의 출력을 높이기 위해서는 붕소 농도를 낮춰서 핵분열 속도를 조절할 수 있다[49].

Fig. 1.11 은 우라늄 235 의 핵분열 반응이 연쇄적으로 발생하는 것을 설명하고[46], Fig. 1.12 은 제어봉, 즉 중성자 흡수체가 연쇄적인 핵분열을 제어하는 원리를 나타낸다[50].

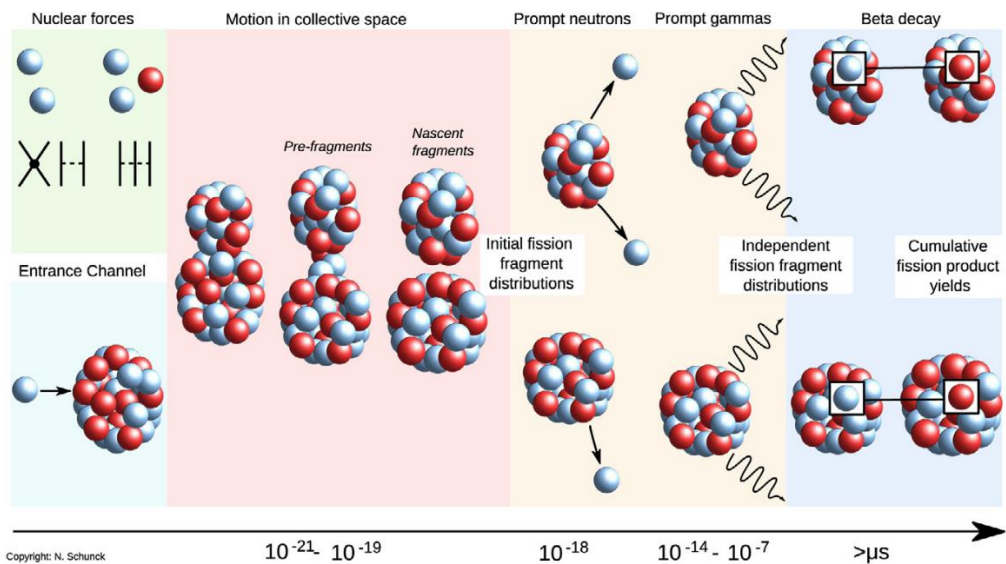


Fig. 1.11 Schematic representation of the nuclear chain reaction[46]

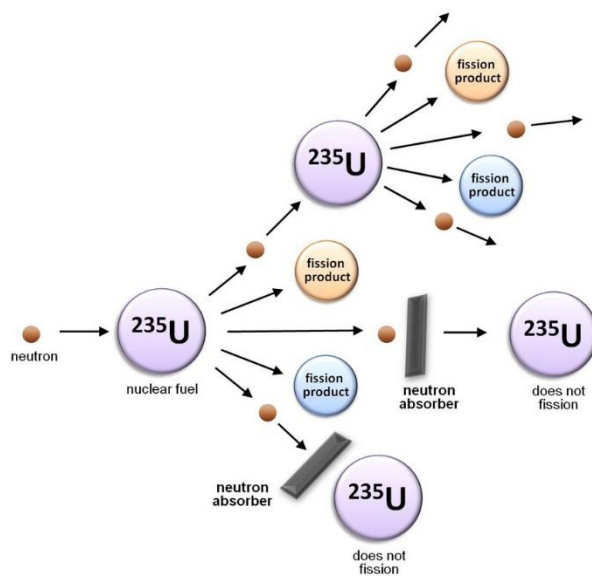


Fig. 1.12 Schematic representation of the controlled nuclear chain reaction[50]

붕산은 가압경수로에서 핵분열 반응 속도 제어를 위한 중요한 수단이지만 탄소강을 부식시키는 특성을 갖고 있다. 2002년 3월 미국의 Davis-Besse 원자력 발전소에서 발생한 원자로 상부헤드의 붕산 부식 손상은 대표적인 사례로 Fig. 1.13 과 1.14 에 나타내었다[51]. CRDM (Control Rod Drive Mechanism) 관통관 주변의 상부헤드는 주로 저합금강 재질의 탄소강이 사용되는데, 이 부위가 부식 손상되어 상부헤드 내부의 스테인레스 스틸 클래딩 처리 영역까지 대단히 넓은 영역에 걸쳐 부식이 진행된 사례로 보고되었다. 붕산 부식 손상의 원인은 상부헤드를 관통하는 CRDM 관통관의 내부로부터 외부 방향으로 관통 및 미관통 PWSCC 를 통해 1 차수 냉각재가 누설되어 발생한 것으로 규명되었다.

Fig. 1.11 와 Table 1.2 에서 알 수 있듯이 국내 원자력발전소는 대부분 가압경수로형 원자력 발전소로 건설되었고 운전 중에 있다. 따라서 국내 원자력발전소에서도 PWSCC 가 원인으로 작용하는 원자로 핵심 부품의 부식이 발생할 수 있다. 실제로 2007 년과 2008 년에 한빛 3 호기, 4 호기에서 증기발생기 배수 노즐부에서 PWSCC 로 인해 발생한 균열이 보고되었으며 2013 년 한빛 3 호기, 4 호기에서 CRDM 관통관 균열이 보고된 바 있다. 이러한 원자력 발전소 주요 구성 요소에서 발생하는 균열 및 손상은 국가적 손실뿐만 아니라 원자력 발전에 대한 신뢰도에도 큰 영향을 줄 수 있다. 따라서 가압경수로형 원자력 발전소의 신뢰성 제고와 안전성 향상을 위해 PWSCC 를 방지하기 위한 예방 조치 기법, 정비 기술의 정립이 반드시 필요하다.

앞서 언급한 이슈의 원인이 되는 PWSCC 는 Alloy 600 계열이 사용된 이종금속 용접부에서 주로 발생하는 것으로 알려져 있다. 다음 챕터에서 가압경수로형 원자력 발전소의 주요 이슈인 PWSCC 에 대해 서술하도록 한다.

Typical Pressurized Water Reactor

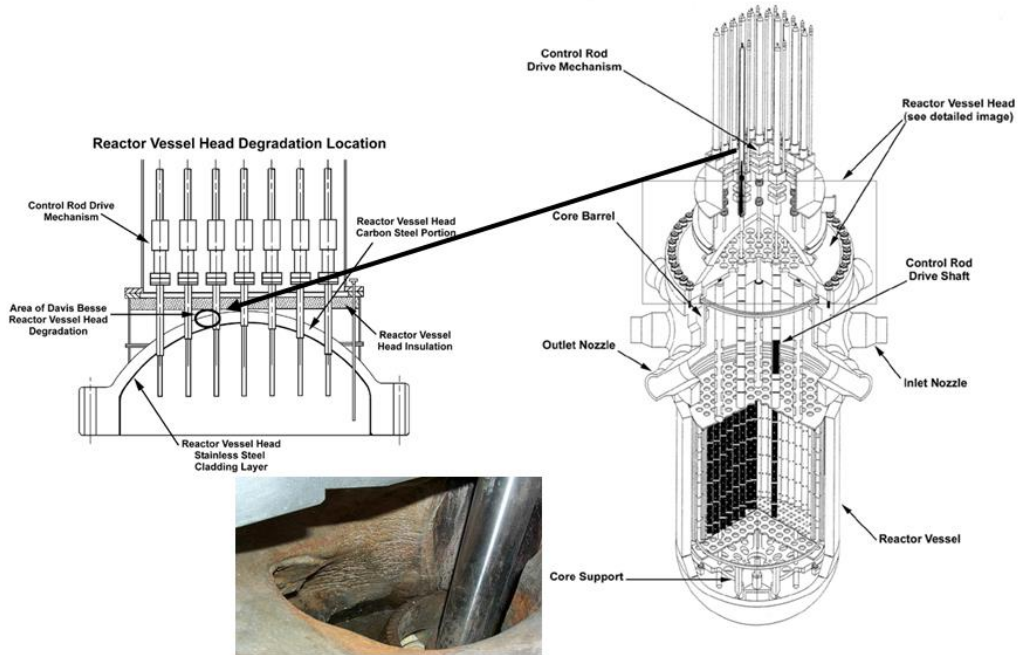


Fig. 1.13 Leak location of David-Besse RPV[51]



Fig. 1.14 Damaged CRDM area in David-Besse RPV[51]

1.3 일차수 응력 부식 균열

Alloy 600 은 Ni-Cr-Fe 합금으로 Fe 6~10 wt%, Cr 14~17 wt%로 구성되며 우수한 기계적 특성, 내식성으로 인해 원자력 산업에서 광범위하게 적용되는 소재이다[52-57]. Alloy 600 은 증기 발생기, 원자로 헤드, 가압기 노즐과 같은 원자로 주요 구성 요소에 적용되는데, 특히 저합금강과 이종금속 용접으로 결합된 형태로 다수 존재한다[53]. 대표적인 적용 사례로 OPR1000 원자로 1 차 냉각계통에는 Alloy 600 과 저합금강(SA508)의 이종금속 용접부가 있는데 원자로 1 호기당 35 개소의 이종금속 용접부가 존재한다.

1980 년대 이전에 설계된 원자력 발전소 설계 당시에는 Alloy 600 이 응력 부식 균열에 강한 저항성을 갖는 것으로 알려져 있어서 원자로 구성 요소의 재료로 채택되었지만, 가동 연한이 증가하며 노후화가 진행되면서 Alloy 600 적용 부위에서 일차수 응력 부식 균열이 발생한 사례들이 보고되기 시작했다[52-57]. 일차수 응력 부식 균열 문제를 해결하기 위한 방안으로 Alloy 600 을 Alloy 690 으로 대체하는 방안이 도입되었다[52,53]. Alloy 690 은 기존 Alloy 600 화학조성비 대비 Cr 의 함량을 대폭 증가시켜 일차수 응력 부식 균열에 대한 저항성을 향상시킨 재료이다. Alloy 690 은 Cr 함량을 28~31.5 wt%까지 증가시키고 C 함량은 0.04 wt%까지 줄여 탄화물 발생 가능성을 낮추고 일차수 응력 부식 균열에 대한 입계 파괴 저항성을 증가시켜 용접부 결함 발생 가능성을 낮추기 위한 재료로 Alloy 600 을 대체하고 있다.

1.3.1 일차수 응력 부식 균열의 발생과 성장 메커니즘

Ni 계 합금의 일종인 Alloy 600, 690 계열은 고온 부식저항성과 산화저항성이 매우 우수하며, 고온 환경에서의 강도, 연성 또한 우수하여 높은 수준의 내화학적, 기계적 성질이 요구되는 원자력 발전소의 주요 구성 요소의 재료로 많이 사용된다[52]. 특히 1 차 냉각계통에서 고온 환경에서의 열교환이 발생하는 위치, 고온 강도가 요구되는 압력용기의 관통관 부위, 우수한 용접성을 필요로 하는 이종금속 용접부 등에 사용되는 우수한 재료이다. Fig. 1.15 는 일반적인 가압경수로에서 각 구성요소에 사용되는 재료들을 나타낸 그림으로 이 그림을 통해 1 차 냉각계통에서 압력용기의 재료는 주로 저합금강이 사용되며 관통관과 이종금속 용접부에서 Alloy 600 (82/182)이 사용되는 것을 알 수 있다[58].

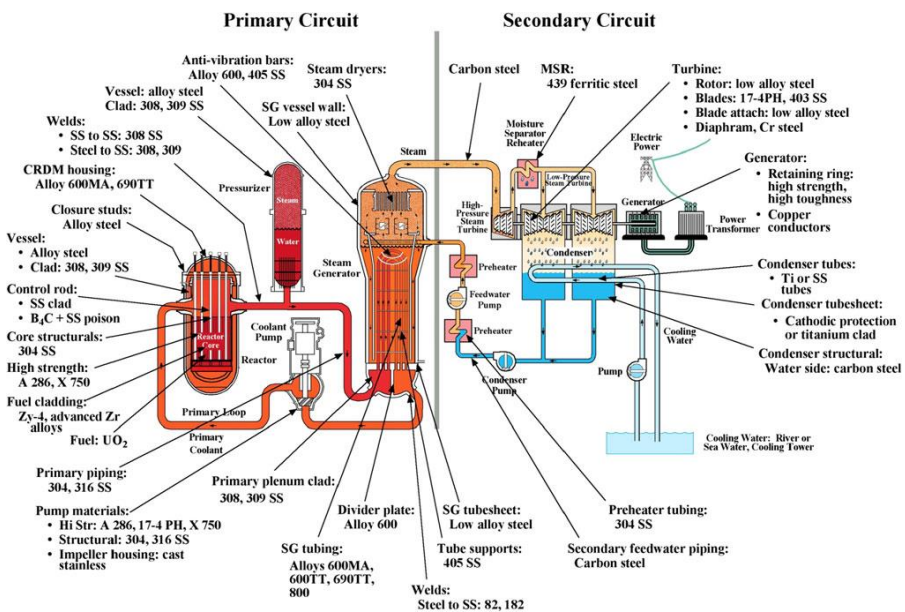


Fig. 1.15 Used materials in typical PWR[58]

응력 부식 균열 (SCC; stress corrosion cracking)은 일반적으로 세가지 주요 인자들에 의해 영향을 받는다[16,55,58-61]. Fig. 1.16 는 SCC 에 영향을 주는 주요 인자들의 상호 작용을 나타낸 그림이다[16]. SCC 는 1) 환경인자 (1 차 냉각재, 화학조성비, 운전 온도 등), 2) 재료 (응력 부식 균열 감수성, 열화, 저항성 등), 3) 응력 (용접 잔류 응력, 냉각계통에서의 압력, 열팽창으로 인한 응력 등) 세가지 요인이 상호 작용할 때 발생하는 것으로 알려져 있다[16]. PWSCC 는 SCC 의 발생 환경이 원자력 발전소의 1 차 냉각계통인 경우를 뜻한다.

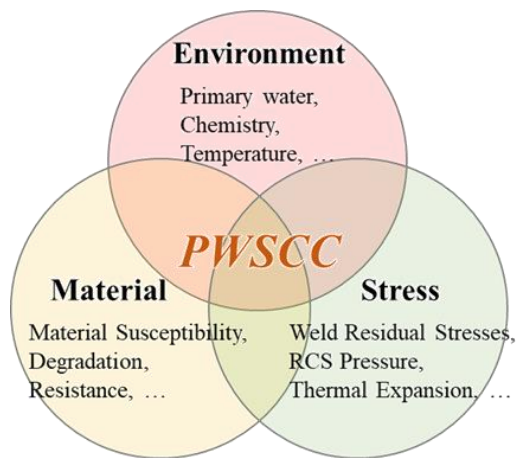


Fig. 1.16 Influencing factors on PWSCC[16]

PWSCC 는 균열 시작, 균열 성장의 단계로 나누어 설명하며, 균열 시작은 Fig. 1.16 에 나타낸 인자들의 영향에 따라 발생 시점에 큰 차이가 있는데 이것은 원자력 발전소 구성 요소의 표면 결함, 산화, 운전 환경 변화, 용접 잔류 응력 등 여러가지 인자가 복합적으로 작용하기 때문이다[56,60,62]. Fig. 1.17 은 Alloy 600 의 PWSCC 균열 시작과 성장을 단계별로 나누어 설명한 그림이다[63]. Alloy 600 은 stage I, II 단계까지의 저항성은 매우 높아 균열 성장이 거의 없음을 알 수 있다.

하지만 stage III, IV 에서 볼 수 있듯이 한번 균열이 생성되어 성장하기 시작하면 매우 가파른 성장 속도를 보인다. Ni 합금인 Alloy 600 의 균열성장속도는 다음의 Arrhenius 수식으로 설명된다[64].

$$\dot{a} = \exp\left[\frac{Q_g}{R}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}}\right)\right] \alpha(K - K_{th})^\beta \dots\dots\dots(\text{식 1.1})$$

여기서 \dot{a} 는 온도 T 에서의 균열성장속도 (m/s), Q_g 는 균열성장을 위한 활성화에너지 (130kJ/mole), R은 기체상수 (8.314 X 10⁻³ kJ/mole·K), T는 균열위치의 절대 온도 (K), T_{ref} 는 데이터 정규화에 사용되는 절대 온도 (598.15K), α 는 균열성장폭 (2.67 X 10⁻¹² at 598.15K), K는 균열선단의 응력강도계수, K_{th} 는 균열선단 응력강도계수의 임계값, β 는 1.16 이며 해당 수식은 Westinghouse, Studsvick 등이 수행한 실험 결과를 근거로 작성되었다[64].

Fig. 1.18 은 위의 Arrhenius 수식과 Westinghouse, Studsvick, EDF, CEA, CIEMAT 의 실험 데이터 158 포인트를 기반으로 작성된 균열성장속도곡선 중 상위 75%를 표시한 그래프인데 Materials reliability program 에서는 그래프를 기준으로 Alloy 600 적용 구성 요소의 균열성장 속도를 평가하도록 하고 있다[64].

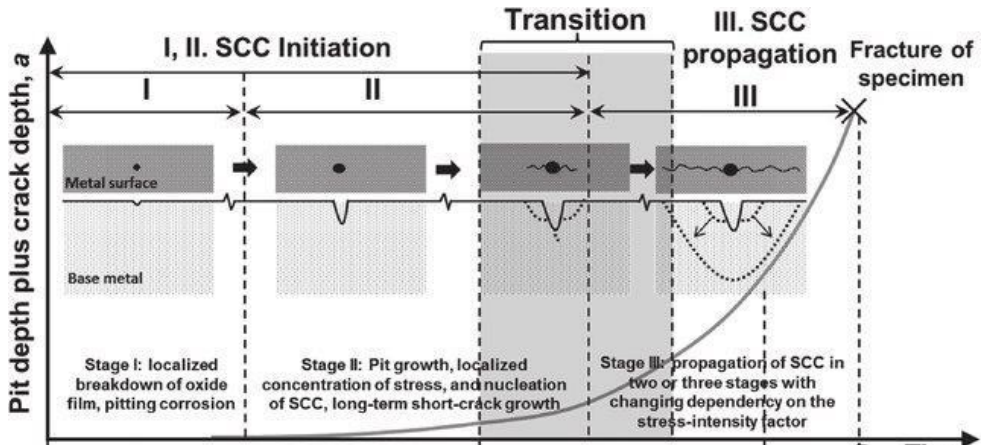


Fig. 1.17 Initiation and propagation stage of Alloy 600 PWSCC[63]

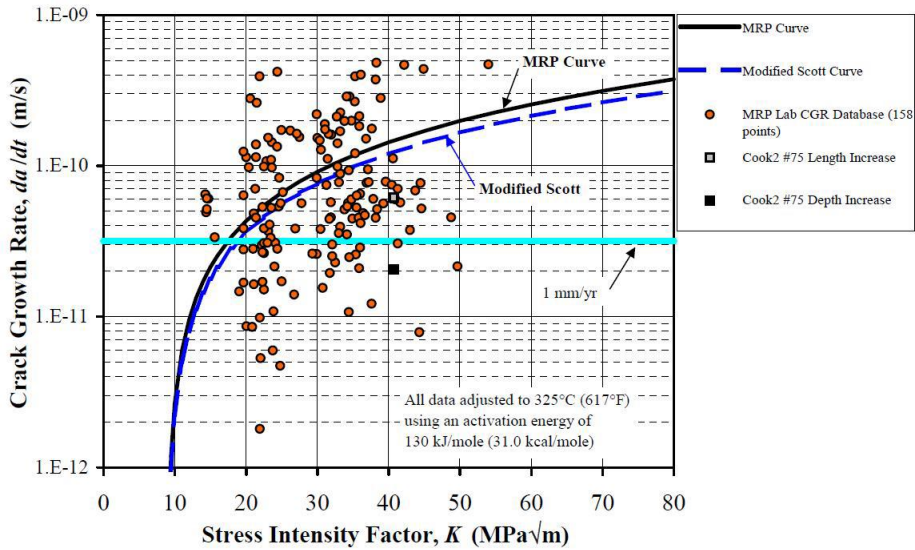


Fig. 1.18 MRP crack growth curve (Alloy 600)[64]

Alloy 600, Ni 합금의 SCC 발생, 성장은 일반적으로 Slip dissolution (Film rupture mechanism), Internal oxidation mechanism 등을 통해 설명된다[65-68]. 각 메커니즘에 대한 설명은 다음과 같다.

○ Slip dissolution (Film rupture mechanism)

1952년 Logan 에 의해 제안된 균열성장 메커니즘으로, 고온 환경에서의 탄소강, 스테인레스강, Ni 합금의 균열 성장 모델이다[69]. Slip dissolution 메커니즘은 다음 순서로 발생한다. 응력으로 인한 슬립이 발생하면 금속 피막에 손상이 발생하고 부동태 피막이 손상되고 나금속이 노출된다. 노출된 나금속은 재부동태화하며 피막이 다시 성장하는데 이 과정이 반복되며 균열 성장이 발생한다는 이론이다[69]. 이 모델은 이론적인 접근과 실제 실험 결과의 일치하는 정도는 높다고 평가받지만, 온도와 pH, 결정립계에서 발생하는 탄화물 등의 변수는 반영되지 않는 점에서 한계가 있다. Fig. 1.19 과 1.21 는 균열 성장 모델을 나타낸 것으로 부동태 피막 파열 - 재부동태화 - 피막 성장의 순환 과정에 대한 그래프이다[67,70].

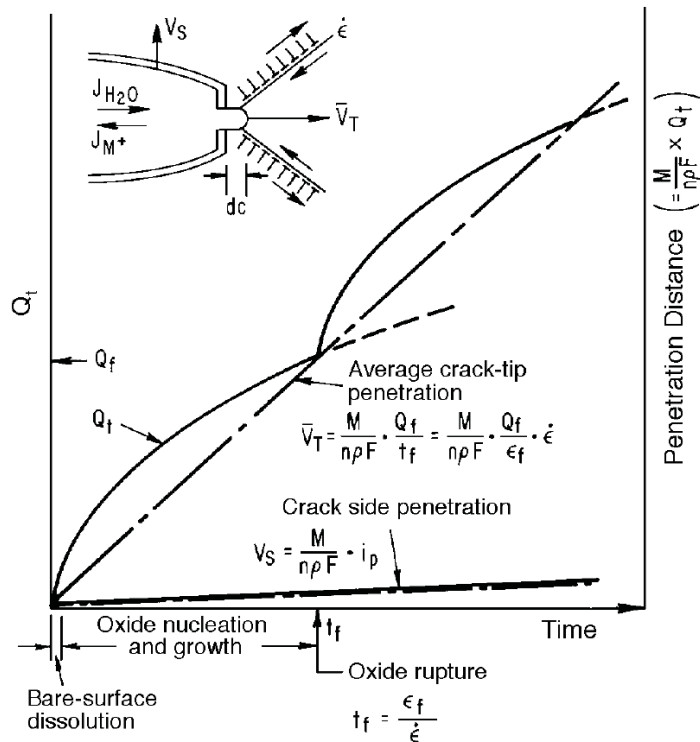


Fig. 1.19 Schematic illustration of slip dissolution process[67]

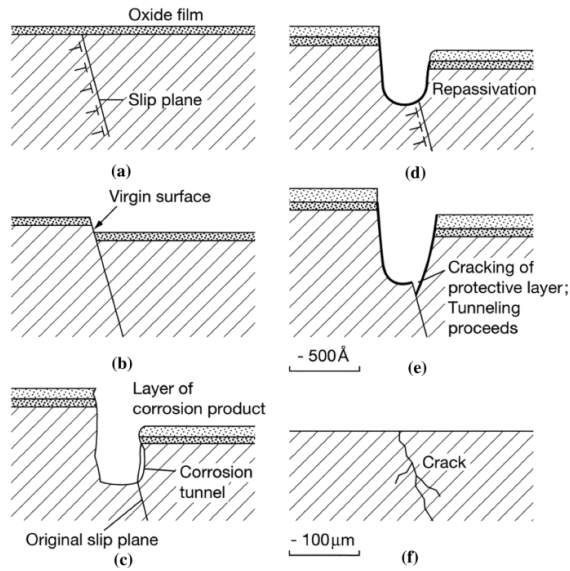


Fig. 1.20 Mechanism of slip dissolution (film rupture)[70]

○ Internal oxidation mechanism

Scott 과 Le Calvar 에 의해 연구된 균열성장 메커니즘으로 Slip dissolution 과 함께 가장 일반적으로 알려진 SCC 메커니즘이다[71]. 이 메커니즘은 금속 격자 구조에 산소가 확산되어 들어가 Cr₂O₃ 산화물 또는 CO/CO₂ 와 같은 가스층이 생성되고 이로 인해 균열 선단의 어느 한 지점에서 용해가 발생한 뒤 균열이 성장한다는 이론으로 실제 Alloy 600 모재에 대해 실험한 결과에서도 가스층이 입계에 침투하는 모습이 관찰되었기 때문에 Alloy 600 의 SCC 를 잘 설명할 수 있는 모델이다[71]. Fig. 1.22 은 메커니즘을 도식화하여 나타낸 그림이다[72].

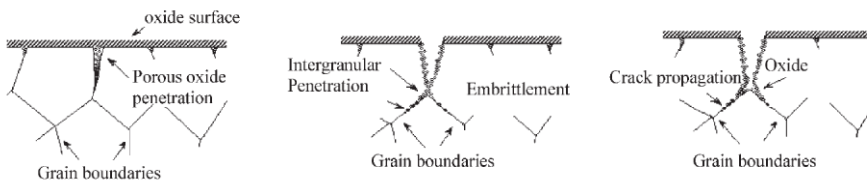


Fig. 1.21 Schematic image of internal oxidation model process[72]

1.3.2 일차수 응력 부식 균열 발생 사례

가압경수로 1 차 냉각계통 배관은 탄소강, 저합금강이 혼용되어 사용되었으며 내부 용접 오버레이 클래딩 층은 스테인레스 스틸로 되어있으며 배관에 연결된 관통 노즐은 Alloy 600 재질로 Alloy 82/182 재질의 용접재로 용접된 경우가 있다[73]. Alloy 82/182 는 Alloy 600 계열 재질의 용접재로 PWSCC 저항성이 떨어져 균열 발생의 가능성이 높으며 PWSCC 사고 사례에서도 Alloy 600 계열의 재료에서 발생한 PWSCC 가 원인이 되어 누설된 냉각재, 특히 붕산으로 인한 저합금강 부식 사례가 다수 존재한다[16]. Table. 1.3 은 Alloy 600 을 사용한 원자력 발전소 구성요소에서 발생한 PWSCC 를 정리한 표이다[16].

○ 프랑스 Bugey 3 호기[74]

1991 년 9 월 프랑스 Bugey 3 호기 CRDM 관통관에서 냉각재 누설이 발생했다. 관통관 노즐 제거 후 누설 부위를 검사한 결과, 관통관 내부에서 세로 방향으로 관통 균열이 발생한 것으로 조사되었고 균열의 원인은 PWSCC 로 규명되었다. 1992 년 말 대규모 비파괴 검사를 통해 900MW 급 원자로 헤드 5 개, 1300MW 급 원자로 헤드 4 개에서 CRDM 관통 균열이 발견되었으며 후속조치로 Alloy 600 재질의 관통관이 장착된 원자로 헤드는 모두 Alloy 690 재질의 관통관이 장착된 원자로 헤드로 교체되었다.

○ 미국 Davis-Besse[51]

Davis-Besse 는 가압경수로 타입의 2772MW 급 원자력 발전소이다. 2002 년 3 월 연료공급중단 기간에 실시한 원자로 헤드 검사에서 큰 구멍이 발견되었다. 원자로

헤드의 두께는 15.24cm 인데 발견된 구멍은 지름 16.76cm 였으며 원자로 헤드 내부의 스테인레스 스틸 클래딩 층이 나타날 정도로 깊게 손상이 발생했었다. 손상의 원인은 CRDM 관통관 노즐에 발생한 PWSCC 로 인한 냉각재 누설로 인해 붕산이 축적되며 발생한 것으로 조사되었다.

○ 일본 Ohi 3 호기[74]

2004 년 일본 Ohi 3 호기에서 원자로 10 만 시간 가동 후 점검에서 CRDM 관통관에서 누설이 발견되었다. 손상의 원인은 J-Groove 용접부에서 PWSCC 가 발생하여 방사형 균열로 발전하여 냉각재 누설이 발생한 것으로 조사되었다. 이후 Alloy 690 관통 노즐이 적용된 원자로 헤드로 교체되었으며, 그 후로 일본의 다른 원자로들도 예방 정비 차원에서 헤드 유닛이 교체되고 있다.

○ 한국 한울 3 호기[75]

국내 원자력 발전소의 경우 한빛 3 호기 증기발생기 노즐부에서 PWSCC 가 보고되었다. PWSCC 의 발생 위치는 증기발생기의 cold leg 에서 발생했으며 붕산수의 누설과 침전이 확인되었다. 한울 3 호기는 half nozzle repair 기법으로 수리되었으며 Fig. 1.22 는 half nozzle repair 기법의 개요를 나타낸다.

○ 한국 영광 3 호기, 4 호기[75]

2007 년 영광 3 호기, 2008 년 영광 4 호기의 증기발생기 저온관 배수 노즐 용접부에서 PWSCC 사례가 보고되었다. Fig. 1.23 은 영광 3 호기 PWSCC 손상부에 대한 자료이다[76]. 손상이 발생한 용접부는 모두 Alloy 690 재질로 교체되었으며 다른 원자력 발전소의 유사한 부품들도 동 재질로 교체되고 있다. 한국표준원전

OPR1000 을 기준, 1 차 냉각계통에는 시료채취 노즐 13 개와 온도계측 노즐 22 개가 Alloy 82/182 용접재로 저합금강 재질의 1 차 냉각계통 메인 배관에 이중금속 용접되어있다. 2000 년대 준공된 원자력 발전소는 Alloy 690 계열의 용접재가 적용되어 있기 때문에 PWSCC 에 대한 우려가 적지만 기존에 준공된 원자력 발전소는 PWSCC 에 대한 예방 대책, 또는 보수 방법에 대한 연구와 실증화가 필요하다.

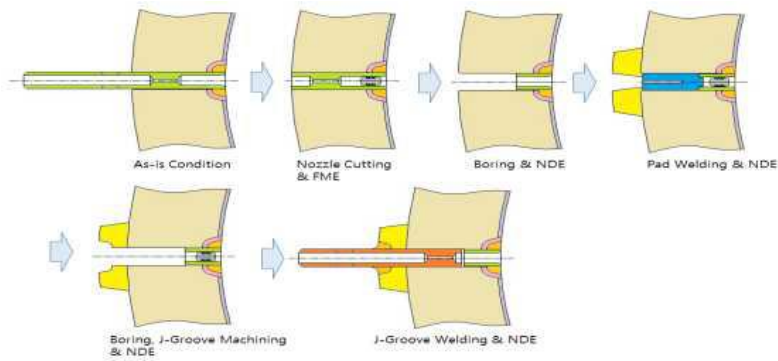


Fig. 1.22 Schematic representation of half nozzle repair technique[75]

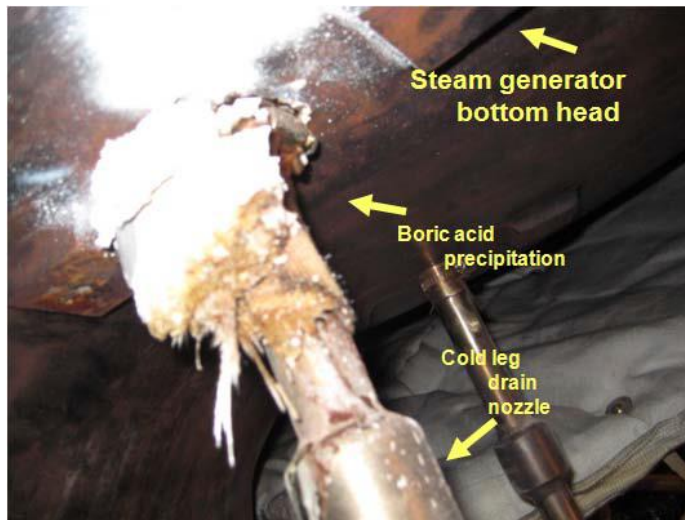


Fig. 1.23 PWSCC occurred in YG-3[76]

Table. 1.3 History of the Alloy 600 PWSCC[16]

Component item	Date observed	Plant
PZR heater sleeves	1982	ANO-2
PZR instrument nozzles	1986	ANO-3
PZR-heater sleeve	1987	Arkansas nuclear 1-2
Steam generator channel head drainpipes	1988	Shearon Harris
PZR heater sleeves	1989	Calvert cliffs-2
SG tube plug	1989	North anna-1
PZR nozzles	1989	Cattenom 2
Control rod drive mechanism nozzles	1991	Bugey-3
Hot leg instrument nozzles	1991	Palo verde-2
Power operated relief valve safe end	1993	Palisades
PZR-relief nozzle	1993	Palisades-1
Steam generator water box	1995	Saint laurent B1
Electrical heaters	1997	Chooz B2
RPV hot leg nozzle buttering/piping welds	2000	V.C summer
CRDM nozzle/RV head welds	2000	Oconee-1
RPV nozzle dissimilar metal weld	2000	V.C. summer
Safe end	2001	Ringhals 3,4
Axial circum at CRDM	2001	ANO-1
Circum in THP	2001	Oconee-1
Surge line nozzle welds	2002	Tihange-2

CRDM nozzle	2002	Davis Besse-1
ODSCC axial hot and cold leg	2003	Seabrook
PZR relief valve nozzle	2003	Tsuruga-2
BMI-nozzle	2003	Takahama-1
BMI-nozzle	2003	South Texas-1
PZR-surge nozzle (weld)	2003	Three Mile Island-1
Partition plate of steam generator	2004	Chinon B4
CRDM nozzle (RPV penetration)	2004	Ohi-3
PZR-relief (weld)	2005	D.C. Cook-1, 2
PZR-heater sleeve	2005	Arkanas nuclear I-2
RCS-instr (hot leg drain nozzle)	2005	Cavert cliffs-2
PZR-RELIEF (Weld)	2006	Wolf creek-1
PZR-SAFETY (Weld)	2006	Wolf creek-1
PZR-SURGE (Weld)	2006	Wolf creek-1
PZR-SURGE (Weld)	2006	Calvert Cliffs-1
SG Drain nozzle (Cold leg)	2007	YG-3 (domestic NPP)
WELD (SG Inlet Nozzle)	2007	Mihama-2
SG drain nozzle (cold leg)	2008	YG-4 (domestic NPP)
Weld (RPV outlet nozzle)	2008	Ohi-3
RX vent pipe	2010	YG-3 (domestic NPP)
CRDM	2012	YG-3 (domestic NPP)

1.3.3 일차수 응력 부식 균열 정비 기술

PWSCC 를 완화 또는 정비하기 위해서는 PWSCC 를 발생시키는 주요 인자를 통제하는 방법이 있다[16]. PWSCC 를 발생시키는 주요 인자는 재료, 환경, 응력으로 재료 교체하는 방법으로는 PWSCC 의 주요 원인이 되는 Alloy 600 또는 Alloy 82/182를 Alloy 690 또는 Alloy 52/152/52M 등의 PWSCC 에 대한 저항성이 높은 재료로 바꾸는 방법이 있으며 환경 인자를 제어하는 방법에는 원자로 운전 온도의 최적화, 수소 용존 농도 제어, 아연 농도 증가 등의 방법이 있고 응력을 통제하는 방법에는 MSIP(mechanical stress improvement process), 피닝, 열처리, 오버레이 용접 등의 방법이 있다[16,54,77]. PWSCC 를 예방하기 위해서는 위의 방법들을 적용 대상, 범위, 환경에 따라 적절한 조합을 선택하여 적용해야 하는데 PWSCC 정비 사례에 나온 J-Groove 관통관 정비를 위해서는 half nozzle repair, mechanical nozzle seal assembly 등의 방법을 적용한다. Table. 1.4 는 용접부 타입별 적용 기법과 관련 코드이다[77].

Table 1.4 Maintenance techniques for Alloy 600 components[77]

Weld type	Maintenance technique	Applied Code / Standard
J-Groove	Half nozzle repair	ASME Sec.XI ASME codecase N-638-1
	Mechanical nozzle seal assembly	ASME Sec.XI
	J-Groove repair	ASME Sec.XI
	Nozzle replacement	ASME Sec.XI
J-Groove Butt Weld	Peening	MRP-335 Rev.1

가압경수로 1 차 냉각계통의 관통 노즐 용접부는 J-Groove 형태로 용접되어 있다. J-Groove 형태의 용접부를 정비하는 방법에는 half nozzle repair (HNR), mechanical nozzle seal assembly (MNSA) 등의 방법이 있다[74].

○ Mechanical nozzle seal assembly (MNSA)

MNSA 는 1993 년 개발된 소구경 관통관 노즐의 연결부를 구조적으로 지지해주고 봉인하는 장치이다[74,78]. 이것은 가압경수로 관통 노즐의 J-Groove 용접부에서 누설이 발생했을 때 보수 용접을 대체하기 위해 개발되었는데 MNSA 는 압력경계의 외부에서 설치되며 누설이 발생한 노즐에 설치된다. 따라서 원자로의 연료를 제거하거나 1 차 냉각계통의 냉각재를 배수할 필요 없이 설치가 가능하다는 장점을 갖는다. MNSA 는 1 차 냉각계통의 냉각재에 대한 압력경계 역할을 수행하며 용접부를 대체하는 기능을 한다. Fig. 1.24 는 MNSA 의 실험 개략도와 실제 설치된 사진이며 1995년 이후로 미국의 가압경수로 1 차 냉각계통에 적용되고 있다.[74]

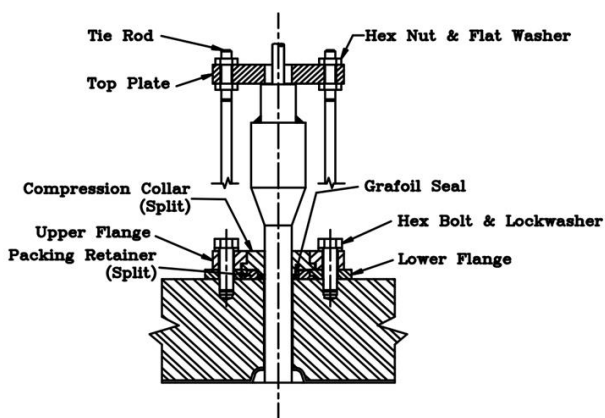


Fig. 1.24 Schematic representation of MNSA and installed MNSA[74]

○ Half nozzle repair (HNR)

가압경수로 1 차 냉각계통은 원자로 노심과 직접 연결되어 있기 때문에 정비에 있어 주의가 필요하다[73]. 방사선안전관리규정 제 1 장 제 3 조에 의하면 방사선작업종사자는 연간 50mSv 를 넘지 않는 범위에서 5 년간 100mSv 이하의 선량한도를 지켜야 한다. 또한 한국수력원자력의 원자력 방사선량 제한 관리 기준은 하루 0.1mSv, 1 년 기준 1.5mSv 로 방사선 피폭에 대한 방안이 필요하다. 이를 위해 정비 과정의 자동화와 작업 시간 단축은 필수적으로 요구된다.

이러한 작업 현장에서 요구되는 자동화와 짧은 작업 시간을 충족시킬 수 있는 방법의 하나로 half nozzle repair 방법이 있다[74,79-81]. 1 차 냉각계통의 관통관 전체를 교체하는 공정은 시간도 오래 소모될 뿐만 아니라 주배관 내부에 위치한 Alloy 600 용접부까지 제거한 후에 교체가 가능하기 때문에 공정이 매우 복잡하다. 따라서 이러한 어려움을 극복하기 위해 관통관의 절반 정도만 제거하고 주배관 외부에 Alloy 52M 과 같이 PWSCC 에 대한 저항성이 강한 재료로 패드 형상의 용접구조물을 적층 제조한다. 그 후 교체할 새로운 노즐을 용접구조물과 접합하여 주배관 내부의 Alloy 600 용접재에서 PWSCC 가 발생하더라도 냉각재가 주배관 외부로 누설되는 것을 방지하는 정비 기법이다[82]. Half nozzle repair 는 국내 원자력 발전소 접근 제한 지역의 용접부에 대한 정비 대책으로 적용되고 있으며 한울 3 호기 시료채취 노즐 정비 공사에서 적용된 바 있다. Fig. 1.25 는 2010 년 ARKANSAS-1 원자력 발전소에서 수행된 half nozzle repair 에 대한 개략도를 나타낸 것으로 기존 관통 노즐의 일부를 신규 노즐로 교체하면서 주배관과 패드 적층 용접부로 접합하여 냉각재 누설을 방지하는 설계를 볼 수 있다[83].

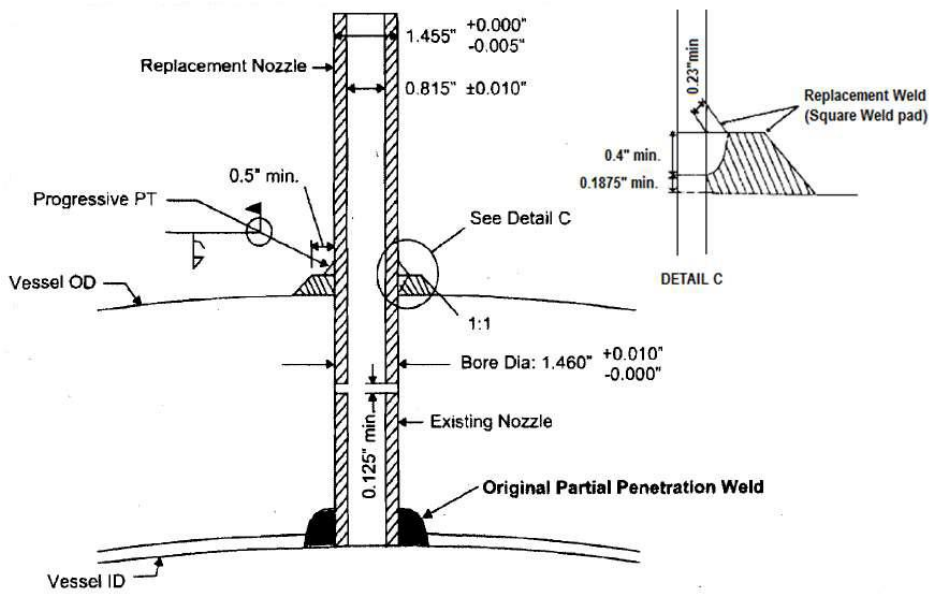


Fig. 1.25 Schematic representation of half nozzle repair[83]

1.3.4 텀퍼비드 용접 기법

Half nozzle repair 기법은 1 차 냉각계통의 주배관 외부에 패드 형상의 용접구조물을 적층 용접으로 제조하여 내부 냉각재 누설을 방지한다[74]. 이 과정에서 저합금강 또는 탄소강 재질로 구성되는 주배관은 용접 과정에서의 입열로 인해 미세구조에 변화가 생겨 기계적 물성치가 저하될 가능성이 있다[84-86]. 특히 1 차 냉각계통의 주배관에는 원자로와 직접 연결되는 중요한 배관으로 부식에 대한 저항성과 양호한 용접성, 강도와 인성이 요구되는 고품질의 재료가 요구된다. 국내 원자력 발전소의 경우 OPR1000, APR1400 의 주배관 재료로 SA508 Gr.1A 단조품을 적용하고 있다. 또한 1 차 냉각계통의 압력경계를 구성하는 가압기의 재료는 SA508 Gr.3 를 적용하여 원자로 용기와 동급 수준의 재료를 사용한다. 이러한 냉각계통 또는 가압기 표면에 용접을 수행할 경우 본래의 기계적 성질을 유지하기 위한 후처리 과정이 필수적이다[82]. 하지만 half nozzle repair 기법이 적용되는 원자력 발전소 1 차 냉각계열은 방사선 노출에 대한 우려, 작업 환경의 열악함(열손실, 물리적 간섭으로 인한 접근성 열악함 등)의 이유로 용접 작업이 완료된 후의 용접후열처리(PWHT; Post weld heat treatment)가 매우 어려운 경우가 많다. 이와 같이 PWSCC 정비에 반드시 시공되어야 하는 PWHT 가 현실적으로 어려운 경우에는 텀퍼비드 용접(Temper bead welding) 기법을 적용하면 PWHT 없이 그에 상응하는 열처리 효과를 부여할 수 있으며 ASME Sec.IX QW-409.29 와 ASME codecase N-638-4 에 의거하여 PWHT 를 생략할 수 있다[87,88].

텀퍼비드 용접은 ASME Sec.IX 에 의해 ‘모재의 열영향부, 또는 이전에 용착시킨 용접 금속의 야금학적 특성에 영향을 줄 목적으로 용접부 표면 또는

내부의 특정 위치에 배치하는 용접비드'라고 정의된다[17,82,85,86,89-93]. 템퍼비드 용접법은 일반적으로 탄소강이나 합금강에만 적용된다고 알려져 있다. 일반적으로 용접 후 모재 열영향부는 가열 후 급격한 냉각으로 인해 마르텐사이트(martensite) 기지상으로 변태하게 되고 파괴인성 저하, 취성 증가 등의 기계적 성질이 변화한다. Fig. 1.26 는 용접 비드와 열영향부 영역의 단면을 평형상태도와 비교하여 구분한 것으로 용접 비드에 가까운 열영향부 영역일수록 거친 결정립을 갖는 것을 보여준다. 템퍼비드 용접법은 Fig. 1.28 와 같이 이전 용접 비드의 열영향부와 용착부의 취성이 나타나는 영역을 소멸시키는 방향으로 진행된다. 용접 비드의 겹침은 30~70% 사이의 비율로 겹칠 때 최적의 템퍼링 효과가 나타난다고 알려져 있다. Fig. 1.27 와 같이 반복해서 비드를 겹쳐 하나의 용접 레이어를 완성되면, 그 위에 두번째 용접 레이어를 증착시킨다. Fig. 1.28 은 두번째 용접 레이어가 겹쳐질 때 첫번째 용접 레이어와 모재 열영향부에 템퍼링 효과를 주는 것을 이미지화 한 것으로 두번째 용접 레이어의 용접 입열로 인해 첫번째 용접 레이어가 템퍼링 효과를 받아 거친 결정립 영역이 줄어들고 미세구조의 구성이 변화되는 것을 보여준다. 즉, 템퍼비드 용접법을 적용한 적층 용접을 통해 별도의 PWHT 없이도 모재 열영향부의 미세구조에 템퍼링 효과를 부여할 수 있다[90,92,93].

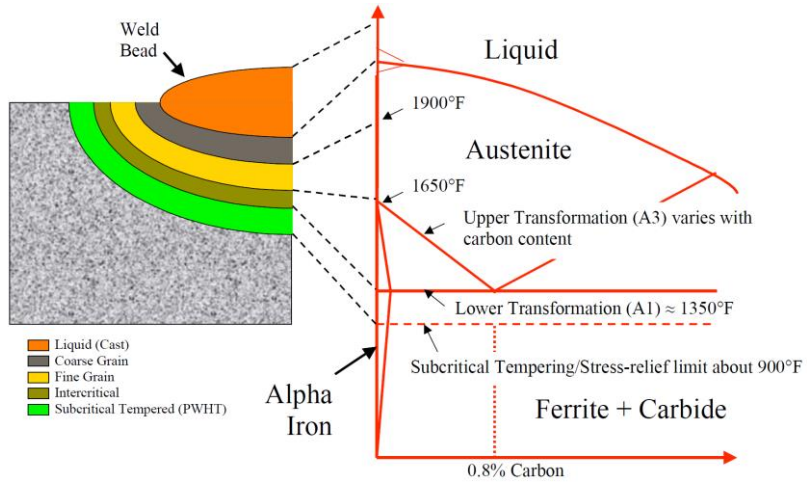


Fig. 1.26 Weld bead and HAZ related to the carbon steel equilibrium diagram[90]

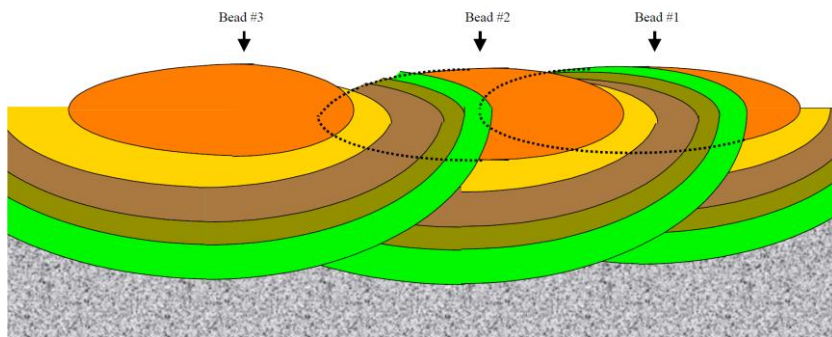


Fig. 1.27 Effect of overlap temper bead[90]

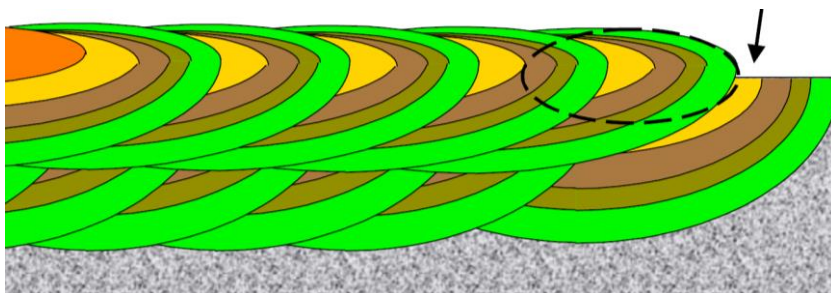


Fig. 1.28 Effect of the second layer on the first layer and HAZ[90]

1.3.5 기존 연구의 한계점

가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부의 건전성 유지를 위해 사용되는 half nozzle repair 기법은 ASME Sec.IX QW-409.29, ASME codecase N-638-4, ASME Sec.IX QW-462.12, ISO 15614-1, ASME Sec.III NB- 3337.3, NB-4244(d)-1, NB-5244 에 의해 시행되며, 준수한 규격들을 근거로 PWHT 공정을 생략할 수 있게 된다. 여기서 ASME Sec.IX QW-409.29 는 템퍼비드 용접 입열량 변화량 조건, ASME codecase N-638-4 는 동종/이종금속 용접시 자동 GTAW 용접에서의 공정 변수, ASME Sec.IX QW-462.12 는 템퍼비드 용접 명명법과 경도 측정 경로, ISO 15614-1 은 강종별 허용되는 최대 경도값 기준, ASME Sec.III NB-3337.3, NB-4244(d)-1, NB-5244 는 half nozzle repair 기법의 패드 용접부 디자인의 기준이다.

앞서 나열한 기준들을 충족하는 공정 변수로 시공된 관통관 용접부 정비 결과물은 PWHT 면제 조건을 얻어 공정 단축이 가능해진다. 패드 용접부를 적층 제조할 때 템퍼비드 용접법을 적용하면서 모재 열영향부에 템퍼링 효과를 부여하여 열영향부의 기계적 특성 열화가 완화되었기 때문이다. 하지만 템퍼비드 용접법이 적용되어 반복적으로 발생하는 용접 입열이 야기하는 열영향부 미세조직의 변화와 기계적 특성의 변화 사이의 관계, 그리고 미세조직 변화의 메커니즘에 대한 학술적 연구가 필요한 실정이다.

Table 1.5 는 가압경수로 1 차 냉각계통 적층 제조 용접부에 대한 기존의 연구를 나타낸 표이다. 기존 연구들에서는 1 차 냉각재 환경에서의 균열 발생과 부식[94,95], 또는 열처리 후의 상변태와 기계적 특성의 상관관계 연구[96,97], 템퍼비드 용접법 적용시 발생하는 경도 변화에 대한 연구[85,86], 잔류응력으로 인한 균열에 대한

연구[98-101], 시뮬레이션을 통한 상분율 변화에 대한 연구[102,103] 등이 연구되었다. 다층 적층 용접으로 인한 템퍼링 효과 자체와 기계적 특성의 변화에 대한 연구는 다수 진행되었지만, 템퍼링 효과가 발생하는 메커니즘 규명에 대한 학술적인 연구는 미비한 실정이다. 따라서 본 연구에서는 템퍼비드 용접이 발생시키는 열영향부 미세구조의 변화와 기계적 특성의 연관성을 규명하여 원자력 재료를 보다 깊게 이해하여 관련된 연구를 발전시키고 더 나아가 원자력 산업의 신뢰성과 안전성을 증진시키는데 주안점을 뒀다.

Table 1.5 Summary of previous studies

저자	연구 내용
Lijin Dong [61,62]	1 차 냉각재 환경에서의 균열발생과 부식에 대한 연구 1 차 냉각재 환경에서의 이중금속 용접 이음부에서의 응력 부식 균열 감수성에 대한 연구
Chuanyang Lu [63,64]	원자로 압력용기에 사용되는 SA508 Gr.3 의 열처리 후 상변태와 미세조직과 기계적 특성의 관계 정리
Steven L. McCracken [56,60]	ASTM A508 Cl.2 에 템퍼비드 용접 적용시 발생하는 경도의 변화연구 템퍼비드 용접 적용 결과와 실제 템퍼링 적용 결과와의 비교
Hongliang Ming [65-68]	저합금강-스테인레스강-A11oy52M 이중금속 용접부에서 발생하는 용접 후 상변태, 상변태로 인한 기계적 특성의 변화, 잔류 응력의 변화 연구
Y.L. Sun [69,70]	FCAW, GTAW 등의 공정을 사용한 다층 적층 용접 공정에서의 발생하는 재가열 영역에서의 기계적 특성의 변화, 상분율 시뮬레이션 연구

1.4 연구의 목적 및 내용

본 연구에서는 가압경수로 원자력 발전소 1 차 냉각계통 관통관 용접부 정비 공정인 half nozzle repair 기법을 분석했다. 그리고 냉각재 누설을 방지하기 위해 패드 용접부를 적층 제조하는 공정을 재현하여 적층 제조 공정에서 발생하는 반복적인 용접 입열로 인한 모재의 열영향부 미세구조 상분율의 변화를 정량적으로 측정하고 열역학 시뮬레이션 결과와 비교하여 정합성 검증을 수행했다. 또한 미세구조 상분율의 변화와 기계적 특성의 상관관계를 규명했다.

1 장은 서론으로 원자력 발전소에 대한 개념, 국내외 원자력 발전소 현황과 관련된 이슈, 이슈와 관련된 이론적 배경, 원자로 유지 및 보수와 관련된 사례와 그 한계에 대해 서술하였다.

2 장에서는 연구에 사용된 재료, 가압경수로 1 차수 냉각계통 관통관 용접부 공정 조건과 현장 모사 시편 제작을 나타내었다. 완성된 시편에 대해 EBSD (electron backscatter diffraction)를 도입하여 미세구조를 분석하는 방법에 대한 개념과 이론적 내용을 서술했으며 EBSD 를 활용한 상분율 정량분석 방법의 원리와 방법을 설명했다. 또한 열역학 계산 소프트웨어를 도입하여 시뮬레이션 기법으로 상분율 변화를 예측하는 방법을 소개하며, 시뮬레이션 결과와 EBSD 정량분석 결과를 비교 분석하는 과정을 나타내었다. 그리고 기계적 특성을 평가하기 위한 방법으로 경도 측정과 인장 시험에 대한 조건과 방법을 기술했다. 또한 경도 관련 계산식과 템퍼링 파라미터를 설명하며 예측 결과와 실측 결과의 비교 방법에 대해 나타내었다.

3 장에서는 2 장에서 소개한 분석 방법으로 가압경수로 1 차수 냉각계통 관통관 용접부를 모사한 시편을 분석하였다. EBSD 분석법을 도입하여 미세구조 상분율을 정량적으로 측정하고 인장과 경도 시험을 통해 기계적 특성을 평가했다. 또한 인장 시험편의 파단면을 분석하여 인장 파단 메커니즘을 규명했다.

4 장에서는 적층 용접 과정에서 발생하는 모재 열영향부 미세구조의 변화를 OM, SEM 을 통해 정성적으로 분석하고 EBSD 분석으로 상분율의 변화를 정량적으로 측정하고 반복되는 용접 입열로 인한 열영향부 상변태 메커니즘을 규명했다. 또한 CALPHAD 시뮬레이션을 통한 열영향부 상분율을 예측하고 EBSD 정량 측정 결과와 정합성 평가를 실시했다. 그리고 적층 과정에서의 상분율 변화와 열영향부 경도의 변화를 비교하여 반복적인 용접 입열에 의한 템퍼링 효과로 인한 상분율의 변화가 경도에 미치는 영향에 대해 분석했다.

5 장에서는 3, 4 장의 내용을 종합하여 미세구조 상분율과 기계적 특성의 변화 사이의 상관관계에 대한 결론을 도출하였다.

제 2 장 실험 절차

2.1 재료

본 연구를 위해 사용된 모재는 저합금강 재질의 ASME SA508 Gr.3 Cl.1(SA508)이다. SA508 은 ASME Sec.II 에 의해 ‘Specification for quenched and tempered vacuum-treated carbon and alloy steel forgings for pressure vessels’로 정의되며 현재 원자력 발전소 원자로 압력용기와 1 차 냉각계통 재료로 사용되고 있다[104]. SA508 은 Mn-Mo-Ni 계 저합금강으로 원자력 발전소 구성 요소에 요구되는 강도와 파괴인성을 만족시키는 압력용기용 강재이다.

Alloy 52M 은 원자력 산업에 적용되고 있는 Ni 계 합금으로 Alloy 690 재료에 상응하는 용접재이다. 고온 내식성과 강도가 매우 우수하며 Alloy 82/182 를 대체하는 재료로 개발되었다. Alloy 52M 은 PWSCC 에 대한 저항성을 강화시키기 위해 Alloy 82/182 대비 Cr 함량을 최대 31.5%로 2 배 이상 증가시켰으며, C 함량은 0.15%에서 0.04%까지 감소시켰다.

위의 재료들은 가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부를 재현하기 위해 사용되었다. SA508 은 193mm (가로) x 193mm (세로) x 50mm (높이)로 가공되어 사용되었으며 용접부를 적층 제조하기 위해 Alloy 52M 용접재는 직경 0.9mm 가 사용되었다. 두 재료의 화학조성비와 기계적 특성은 Table 2.1 과 2.2 에 나타내었다.

Table 2.1 Chemical compositions of base materials (wt%)[105]

Materials	SA508 Gr.3 Cl.1	Alloy 52M
C	0.18	0.04 max
Mn	1.32	1.0 max
Fe	Bal.	7~11 max
P	0.012	0.02 max
S	-	0.015 max
Si	0.19	0.50 max
Cu	0.1	0.30 max
Ni	-	Bal.
Ti	0.002	1.0 max
Cr	0.12	28~31.5 max
Mo	0.45	0.50 max
Al	0.021	1.10 max
Zr	-	0.02 max
B	0.0002	0.005 max
Nb	0.0004	0.5~1.0 max
Others	V 0.001 Ca 0.0004	-

Table 2.2 Mechanical properties of base materials[105]

Materials	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
SA508 Gr.3 Cl.1	345	550 Max. 725	18
Alloy 52M	-	552	30

2.2 가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부 공정 조건

2.2.1 1 차 냉각계통 용접부 적용형 3 축 자동 용접 시스템

가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부를 재현하기 위해 3 축 구동 로봇과 FRONIUS 社의 GTAW 용접기가 사용되었다. Fig. 2.1 은 관통관 용접부 적층 제조 공정을 나타낸 개략도이며 SA508 모재에 Alloy 52M 용접재를 반시계 방향으로 적층 용접하는 공정을 도식화했다.

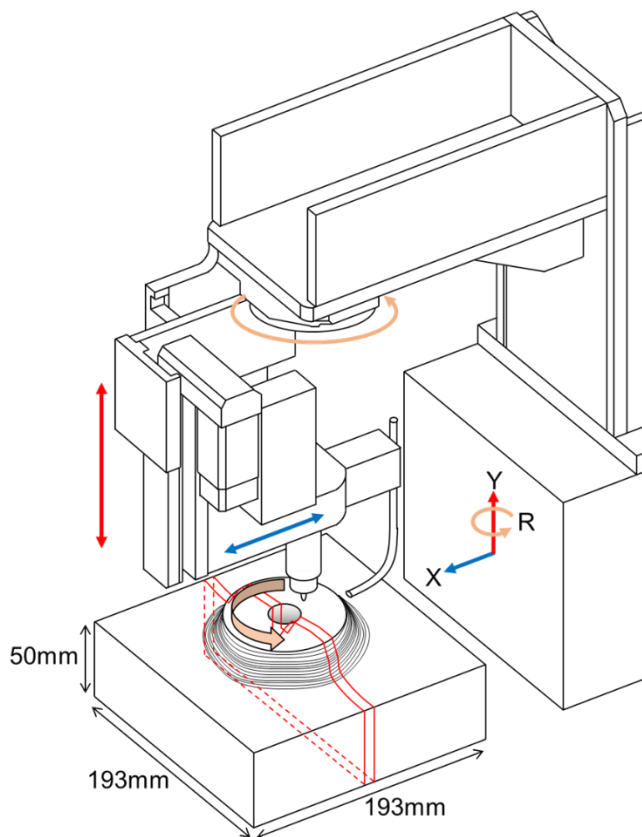


Fig. 2.1 Schematic representation of welding manipulator[105]

2.2.2 공정 조건

시편 제작을 위한 공정 조건은 ASME Sec.III, IX 를 기준으로 선정되었다. ASME codecase N-638-4, ASME Sec.IX QW-409.29 에 의하면 첫번째~세번째 템퍼비드 레이어는 입열량 조건이 10% 이내의 증감 범위 이내에서 설정되어야 하며, 입열량은 1.77kJ/mm 이하로 제한되어야 한다. 그리고 층간 온도 조건은 최초 3 개의 용접층을 적층 용접할 때는 68°C, 4 층 이후의 용접층 적층은 180°C 이하로 제한되어야 한다.

위의 제약 사항을 충족시키는 공정 변수는 다음과 같다. 1 층 적층 용접 입열량 조건은 0.8kJ/mm, 2 층~3 층은 0.88kJ/mm, 4 층 이상은 0.8kJ/mm 로 설정했다. 그리고 층간 온도 조건은 ASME codecase N-638-4 를 준수하여 1~3 층 68°C, 4 층 이후는 180°C로 설정했다. 자세한 내용은 Table 2.3 에 나타내었다.

Table 2.3 Parameter of temper bead welding[105]

Base material	ASME SA508 Gr.3 Cl.1
Filler wire	Alloy 52M (0.9mm)
Diameter of tungsten electrode	3.2mm
WAAM process	GTAW
Welding current	180A (layer 1, 4~), 200A (layer 2, 3)
Welding voltage	10.5 V
Welding speed	114.3 mm/min
Filler wire feeding speed	889 mm/min
Interpass temperature	68°C (layer 1~3), 114°C (layer 4~14)

관통관 용접부 형상은 ASME Sec.III NB-3337.3, NB-4244(d)-1, NB-5244 를 기준으로 설계되었다. 용접부 하단 직경과 높이 기준을 충족시키기 위해 총 14 레이어 146 패스의 용접이 수행되었으며 적층된 단면을 이미지화하여 Fig. 2.2 에 나타내었으며 각 층별 패스별 용접 조건은 Table 2.4 에 표시했다. 적층 용접 과정에서 비드의 겹침 정도는 50%로 설정했으며 Fig. 2.3 에 나타내었다.

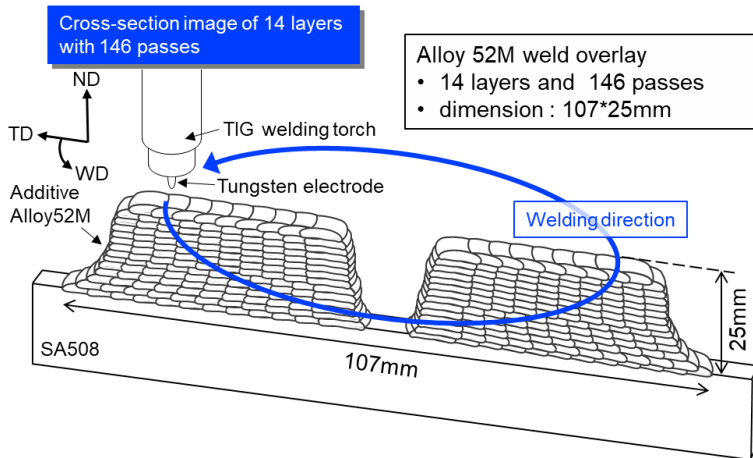


Fig. 2.2 Cross-sectional image of specimen[105]

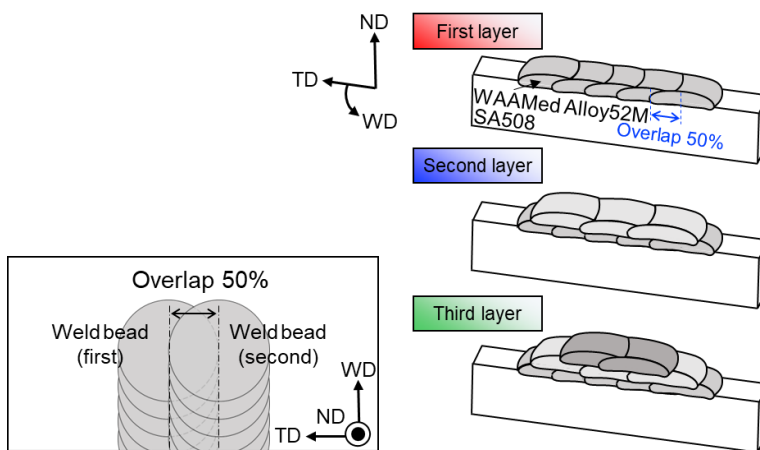


Fig. 2.3 Schematic illustration of overlap condition[105]

Table 2.4 Welding input parameter depending on layers and passes[105]

Layer	Pass	Welding Current Pri. (A)	Welding Current Back. (A)	Welding Current Avg. (A)	Welding Voltage (V)	Welding Speed (IPM)	Wire feeding rate (IPM)	Heat input (kJ/in)
1	12	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
2	11	200	100	160	10.5	4.5	35	22.4
3	11	200	100	160	10.5	4.5	35	22.4
4	11	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
5	11	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
6	11	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
7	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
8	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
9	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
10	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
11	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
12	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
13	10	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2
14	9	180	90	144	10.5	4.5	35	20.2

2.3 미세구조 분석

관통관 용접부 시험편 모재 열영향부 미세조직을 분석하기 위해 Fig. 2.4 과 같이 시험편 단면을 절단 가공했다. 단면 절단 후 실측한 결과 적층 제조 구조물의 밑면 지름은 107mm, 윗면 지름은 80mm, 높이는 25mm 로 측정되었으며, Fig. 2.5 의 붉은색 점선으로 표시된 열영향부 영역을 분석했다.

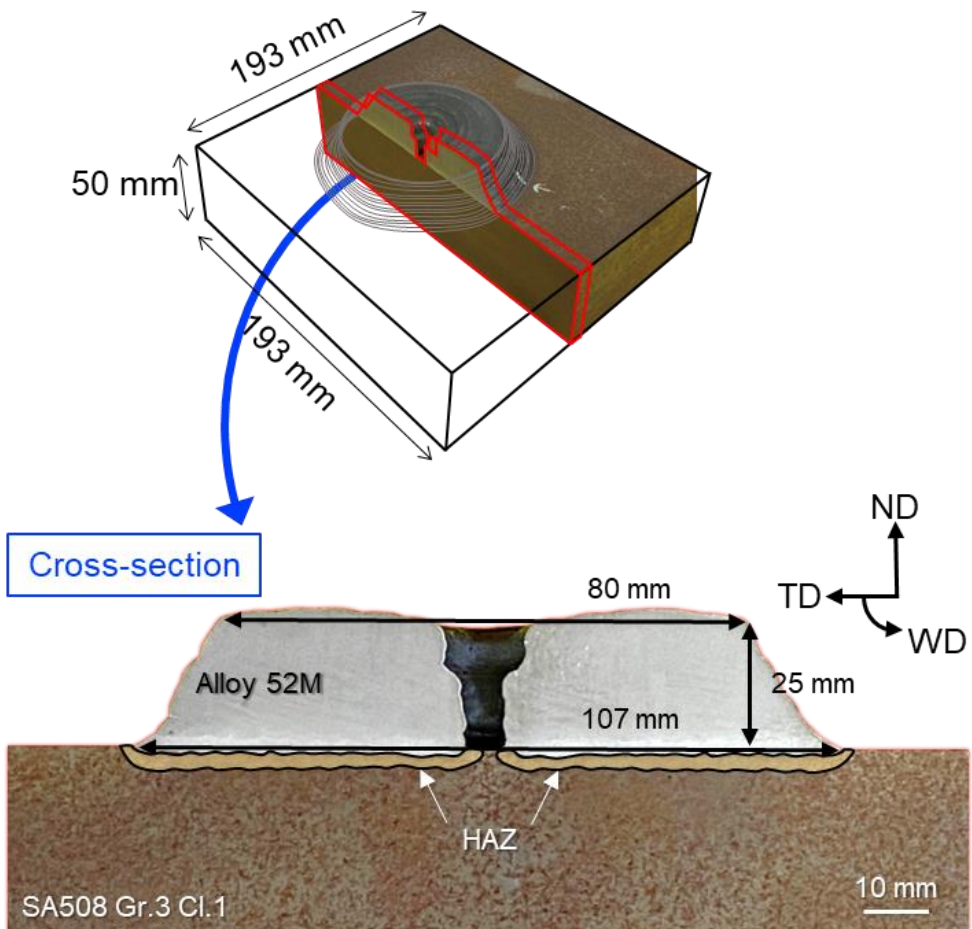


Fig. 2.4 Cross-section of the specimen[105]

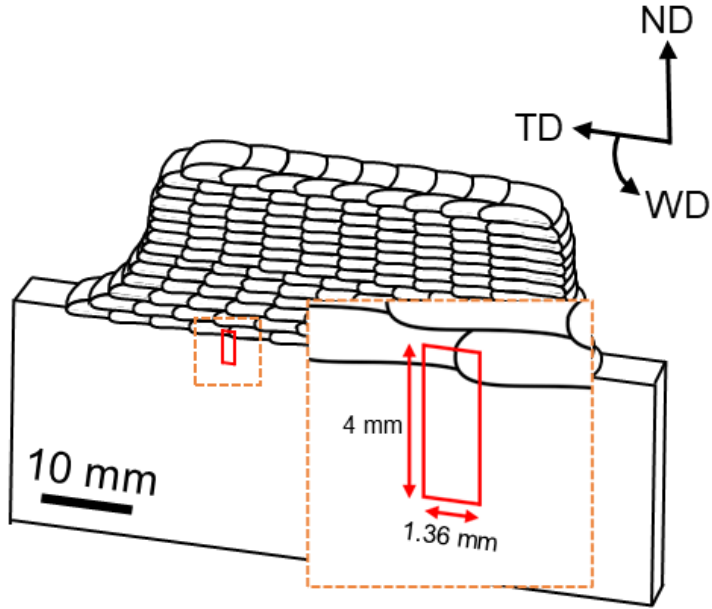


Fig. 2.5 Microstructure observation area for OM, SEM, EBSD[105]

시편의 관찰 영역을 #4000 grit 까지 연마한 후, diamond paste suspension 으로 1 μ m 까지 연마했다. 기계적 연마가 완료된 후, 10% perchloric acid 와 90% acetic acid 를 혼합한 용액을 electro-polishing machine (Struers, LECTROPOL-5)을 사용하여 15V 에서 60 초 동안 전해 연마하였다.

전처리가 완료된 시험편의 미세구조 분석을 위해 광학현미경 (OLYMPUS, GX51)과 Field Emission Scanning electron microscope (FEI, Nova NanoSEM200)가 도입되었으며 Fig. 2.6 과 2.7 에 도입된 장비를 나타내었다. 정량적 분석 수행을 위해 후방 전자 산란 (EBSD; electron back-scatter diffraction) 분석 방법이 도입되었다. EBSD 분석을 통해 얻어진 Kikuchi 패턴의 결정학적 데이터는 Orientation imaging Mapping (OIM) 소프트웨어를 통해 결정 방위, 결정립 크기, 상분율 계산 등의 정량적 분석이 수행되었다.



Fig. 2.6 Optical microscope used in this study[106]



Fig. 2.7 FE-SEM used in this study[107]

2.3.1 EBSD 측정 및 분석

본 연구에는 미세구조 분석과 상분율의 정량적 측정을 위해 EBSD 가 도입되었다. EBSD 는 전자 빔이 시료에 입사될 때 반사되는 전자, 즉 후방 산란 전자가 일으키는 회절 패턴을 분석하여 시료의 결정학적 정보를 얻는 기술이다. Fig. 2.8 은 EBSD 검출기의 형광판에 형성되는 회절 패턴, 즉 Kikuchi 패턴의 예시로 많은 선들로 구성된 패턴을 나타내고 있다[108]. 이 선들은 시료의 결정면에서 산란된 회절이 검출된 것으로 모든 선들은 각각의 결정면의 정보를 의미한다. 따라서 Kikuchi 패턴을 해석하면 전자 빔이 입사된 영역의 결정 방위를 알아낼 수 있다.

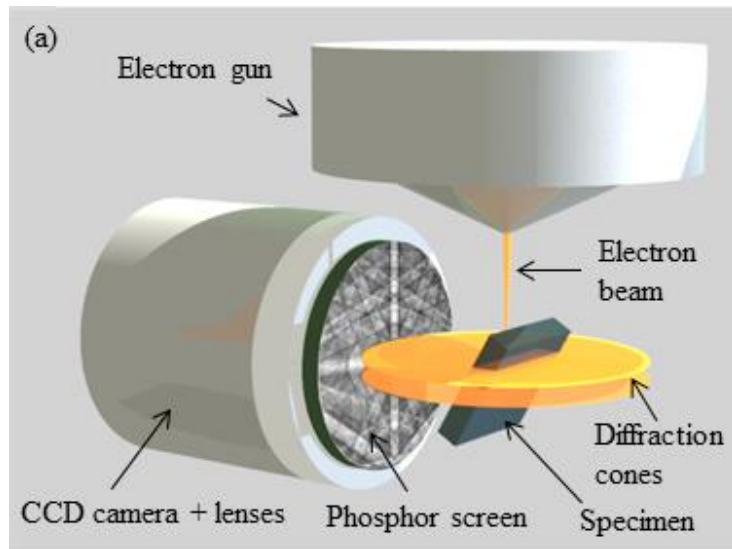


Fig. 2.8 EBSD setup and detected Kikuchi pattern[108]

EBSD 분석을 위해 시편은 1 μ m 까지 연마된 후 perchloric acid 10% + acetic acid 90% 용액에 15V 에서 60 초동안 전해 연마되었으며 OIM 소프트웨어에 의해 분석되었다.

미세구조 분석과 상분을 정량적 측정을 위해 OIM 소프트웨어의 EBSD map 을 사용했다. IPF (inverse pole figure) map, KAM (kernel average misorientation) map, GB (grain boundary) map, GOS (grain orientation spread) map, IQ (image quality) map 을 통해 결정립의 평균 크기, PAGS (prior austenite grain size), PAGB (prior austenite grain boundary), 방위차 각의 분포 (misorientation angle distribution), KAM 값 분포, polygonal ferrite 재결정 분을 측정, martensite-bainite 상분을 측정을 실시했다.

○ IPF map (Inverse Pole Figure map)[109]

IPF map 은 EBSD 측정을 통해 계산된 결정 방위의 데이터를 바탕으로 작성되는 map 으로, 시료의 결정 방위의 분포를 바탕으로 집합 조직(texture)의 방향성을 판단할 수 있다. 본 연구에서는 IPF map 으로 열영향부 집합 조직의 방향성을 확인하고 PAGB 를 IPF map 에 오버레이하여 PAGS 를 측정했다.

○ KAM map (Kernal Average Misorientation map)[110]

KAM 은 EBSD 데이터의 각 측정 포인트에서 그와 인접한 측정 포인트들 사이의 방위차 각 평균을 나타내는데 일반적으로 높은 전위밀도를 갖거나 내부의 변형에너지가 큰 경우 높은 KAM 값을 갖는다. 따라서 KAM value 를 바탕으로 시료의 측정 포인트에서의 간접적인 변형 정도를 수치적으로 표현할 수 있다.

○ GB map (Grain Boundary map)[111]

다결정 재료의 미세조직에서 같은 방위를 갖는 영역을 결정립이라 하며 결정립끼리 이웃하여 만나는 경계를 결정립계라 한다. 결정립계에서 이웃한 결정립 사이에는 회전각의 차이가 존재하는데 이를 방위차 각이라 한다. 일반적으로 방위차 각 값이 15° 이상인 경우 고경각계(HAGB; high angle grain boundary), 15°

이하인 경우 저각각계(LAGB; low angle grain boundary)라 한다. 본 연구에서는 방위차 각 분포의 변화를 측정하여 열영향부 미세구조 재결정의 근거로 사용했다.

○ GOS map (Grain Orientation Spread map)[112]

GOS map 은 재결정이 발생한 결정립을 특정하여 재결정 분율을 구할 때 사용한다. 본 연구에서는 polygonal ferrite 의 재결정 분율을 정량적으로 측정하기 위해 GOS map 을 사용했다. Orientation spread 는 결정립 내부 모든 픽셀들 간의 방위차(misorientation)을, grain orientation spread 는 결정립에서 orientation spread 의 평균 값을 뜻한다. 여기서 변형된 결정립은 내부에 큰 orientation spread 를 보이고, 낮은 전위밀도를 갖는 결정립은 변형된 결정립에 비해 작은 orientation spread 를 보이기 때문에, 재결정된 grain 을 구별할 수 있는 기준이 될 수 있다[112,113]. 본 연구에서는 polygonal ferrite 의 분율을 정량적으로 측정하는데 GOS map 을 사용했다.

○ IQ map (Image Quality map)[114]

IQ map 은 EBSD 측정을 통해 얻은 회절 패턴 품질(diffraction pattern quality)을 OIM 소프트웨어를 통해 gray scale 또는 color scale 로 맵핑하여 만들어진다. 이 연구에서 사용된 IQ map 은 EBSD data 에서 최소 IQ 값은 검은색, 최대 IQ 값은 흰색, 나머지 최대 최소 사이의 IQ 값은 선형적으로 조정하여 gray scale 로 작성되었다. 본 연구에서는 IQ 값을 정규분포화한 후 다중피크모형을 도입하여 martensite 와 bainite 의 분율을 정량적으로 측정하였다.

2.3.2 미세구조 상분율 정량 측정

앞서 GOS map 과 IQ map 으로 polygonal ferrite, martensite, bainite 의 상분율을 정량적으로 측정할 수 있다고 언급했다. 본 챕터에서는 각각의 상분율을 측정하는 방법에 대한 내용을 서술하겠다.

○ Polygonal ferrite 상분율 측정[115]

본 연구에서 polygonal ferrite 의 상분율은 OIM 소프트웨어를 이용한 GOS map 을 분석하여 측정되었다. 이전의 연구들에서 austenite 에서 polygonal ferrite 로 변태하는 과정에서 핵생성은 austenite 결정립계에서 발생하며 결정립은 등축정 형태로 성장하는 것으로 잘 알려져있다[116–120]. 이 과정에서 완전한 재결정이 발생하기 때문에 결정립 내부의 전위밀도는 매우 낮으며 하부 구조가 없으며 결정립계는 고경각계로 구성되는 특징을 갖는다. 본 연구에서는 GOS 가 2° 이내로 측정된 결정립을 완전히 재결정된 polygonal ferrite 로 간주했으며, GOS map 에 노란색 결정립으로 표시하여 상분율을 측정했다.

○ Martensite / bainite 상분율 측정[121,122]

Martensite 와 bainite 의 상분율을 측정하는 방법에는 EBSD IQ map 분석, Transmission Kikuchi diffraction (TKD)[123–125], chemical assisted indexing (CHI) scan[126,127] 방법이 있다. TKD, CHI scan 방법을 사용하기 위해서는 측정 범위가 작거나 사전 분석된 상에 대한 data 가 필요하기 때문에 본 연구에서는 IQ map 분석으로 martensite 와 bainite 상분율을 측정했다. 이 연구에서는 측정된 IQ 값을 다음의 수식으로 정규분포화한 후 다중피크모델을 도입하여 martensite 와 bainite 분율을 정량적으로 측정했다[128].

$$IQ_{Normalized} = \frac{IQ_{Initial} - IQ_{Min}}{IQ_{Max} - IQ_{Min}} \times 100 \dots\dots\dots(\text{식 2.1})$$

이 수식에서 $IQ_{Initial}$ 은 EBSD data 에서 얻은 IQ 값의 절대값, IQ_{Max} 와 IQ_{Min} 은 IQ 값의 최대, 최소값이다. 수식을 통해 정규분포화된 data 는 정규분포곡선으로 도식화되었다[128]. 여기서 얻어진 IQ 분포는 일반적으로 종 모양의 대칭을 이루는 분포 곡선으로 나타나는데, 여기서 만약 비대칭 모양의 분포 곡선이 나타난다면 평균 IQ 값에 다른 하나 이상의 구성 요소가 존재하는 것을 의미한다. 다중피크 모델은 전체 IQ 분포 곡선을 여러 정규분포곡선으로 분리하는데, 이 곡선들은 특정한 구성 요소들, 즉 martensite 와 bainite 를 의미한다. 다중분포곡선은 다음의 식으로 나타낼 수 있다[128].

$$N = \sum_{i=1}^k n_i \dots\dots\dots(\text{식 2.2})$$

$$IQ \cong \sum_{i=1}^k ND(n_i, \mu_i, \sigma_i) \dots\dots\dots(\text{식 2.3})$$

$$\text{Min}(k) \dots\dots\dots(\text{식 2.4})$$

$$|IQ - \sum_{i=1}^k ND(n_i, \mu_i, \sigma_i)| \leq \varepsilon \dots\dots\dots(\text{식 2.5})$$

여기서 N 은 data 스캔 포인트 수의 합계, k 는 정규분포화의 수, ε 는 허용가능한 최소 오류 값을 의미한다. $ND(n_i, \mu_i, \sigma_i)$ 에서 n_i 는 총 data 의 수, μ_i 는 평균값, σ_i 는 표준편차 σ_i 의 i 번째 정규화된 분포를 의미한다[128]. 이 수식을 통해 도식화되는 각 정규분포 곡선들은 EBSD 로 측정된 시료의 미세구조를 구성하는 상들의 상분율을 의미한다. 여기서 각 곡선들이 martensite 와 bainite 중 어떤 상을 의미하는지 구별하기 위해서는 기준점이 필요하다. 이 기준점은 두 곡선의

교차지점으로 정의할 수 있으며, 기준점의 위치는 시료, 또는 EBSD 설정 조건에 따라 달라질 수 있다[129]. 일반적으로 martensite 는 bainite 에 비해 격자 결함(전위, 저경각계 등)의 이유로 EBSD 측정에서 Kikuchi 패턴의 강도가 낮은 것으로 알려져 있다. 따라서 martensite 는 bainite 에 비해 Kikuchi 패턴의 품질이 떨어지기 때문에 흐릿하게(blurrier) 나타나고, 결과적으로 IQ 값이 낮게 측정된다. 이것을 근거로 기준점을 중심으로 낮은 IQ 값을 갖는 곡선은 martensite, 높은 IQ 값을 갖는 곡선은 bainite 를 의미한다고 할 수 있으며 각 곡선이 차지하는 면적은 martensite 와 bainite 의 상분율을 의미한다[121].

2.3.3 Tempering parameter

본 연구에서 다루는 용접 공정은 모재 열영향부에 매우 빠른 가열과 냉각을 반복적으로 가한다. 이렇게 순간적인 가열과 냉각은 rapid tempering 또는 fast tempering 이라 표현되는 단시간의 템퍼링으로 볼 수 있으며, 이러한 단시간의 템퍼링은 Hollomon-Jaffe 가 제안한 Tempering parameter (TP)를 사용하여 일반적인 템퍼링과 기계적 성질을 비교하여 예측할 수 있다. Hollomon-Jaffe 가 제안한 TP 는 tempered martensite 의 경도를 예측할 수 있는 하나의 수단으로 다음의 수식으로 표현된다[130-132].

$$TP = T(\log t + C) \dots \dots \dots (\text{식 2.6})$$

여기서 T 는 절대온도, t 는 템퍼링 유지 시간, C 는 화학조성비에 따른 상수이다. 이전 연구에 의하면 저탄소강의 TP 상수 C 는 11.8 을 사용하고 있다[133]. 일반적으로 TP 값이 유사하면 기계적 성질 또한 유사하다고 가정할 수 있다. TP 는 4 장에서 상변태 메커니즘을 설명하는 과정에서 자세히 다루기로 한다.

2.4 열역학 계산 시뮬레이션

열역학 계산 프로그램 JMatPro 는 금속의 화학조성비를 기반으로 특정 재료의 연속 냉각 변태 곡선(CCT curve; Continuous cooling transformation curve)을 계산할 수 있다[105]. Fig. 2.9 는 연구에 사용된 SA508 의 화학조성비를 기반으로 계산된 CCT 곡선이며 martensite 와 bainite 가 존재할 수 있는 냉각 속도 구간을 검은색 화살표 (intercritical area range)로 표시해서 나타내었다. SA508 은 AC3 온도 806.3℃에서 냉각을 시작했다고 가정한다면 냉각속도가 0.8℃/s ~ 50℃/s 사이에서 martensite 와 bainite 의 두가지 상으로 구성될 것이라고 예측할 수 있다. JMatPro 로 각 냉각 속도에 따른 상분율을 계산한 결과, 냉각속도가 0.8℃/s 인 경우에는 martensite 0.13%, bainite 99.8%, 기타 0.07%가 계산되었으며 냉각속도가 50℃/s 인 경우에는 martensite 99.73%, bainite 0.23%, 기타 0.04%가 계산되었다. 본 연구에서는 4 장에서 관통관 용접부 적층 공정 중 1, 2, 3 레이어 적층에서 열전대를 사용해 열영향부의 열이력을 측정하 뒤 취득한 냉각속도를 JMatPro 에 입력하여 상분율을 계산했다. 그리고 EBSD 를 통해 측정하 상분율 결과와 정합성 검증을 통해 상변태 프로세스에 대한 이해도를 높이는데 중점을 두었다.

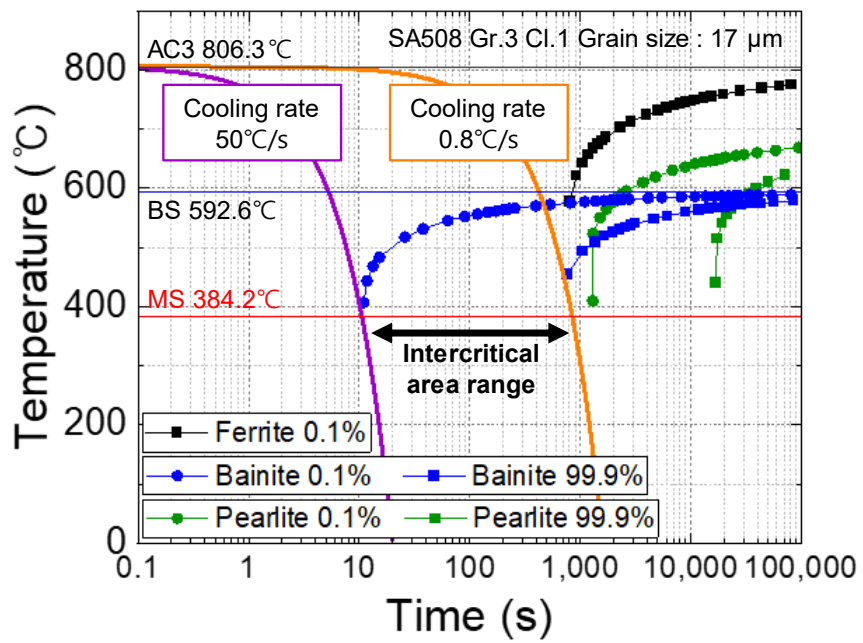


Fig. 2.9 CCT curve of SA508 Gr.3 Cl.1[105]

2.5 기계적 특성 평가

2.5.1 Micro-Vickers 경도 시험

Micro-Vickers 경도 측정을 위해 비커스 경도기(Mitutoyo, HM-220D)가 도입되었다. 경도 분포를 측정하기 위해 ASME Sec.IX QW-462.12 의 Overlay weld 항목을 기준으로 경도 측정 방법을 설계했다. Fig. 2.10 은 시편 단면에 대한 경도 측정 방법으로, Micro-Vickers 경도는 하중 0.3kgf, dwell time 10 초, 측정 간격은 0.5mm 로 측정되었다. 또한 측정 경로를 나타내었으며 L1 은 60 포인트, L2 는 50 포인트, L3 는 110 포인트 측정되었다.

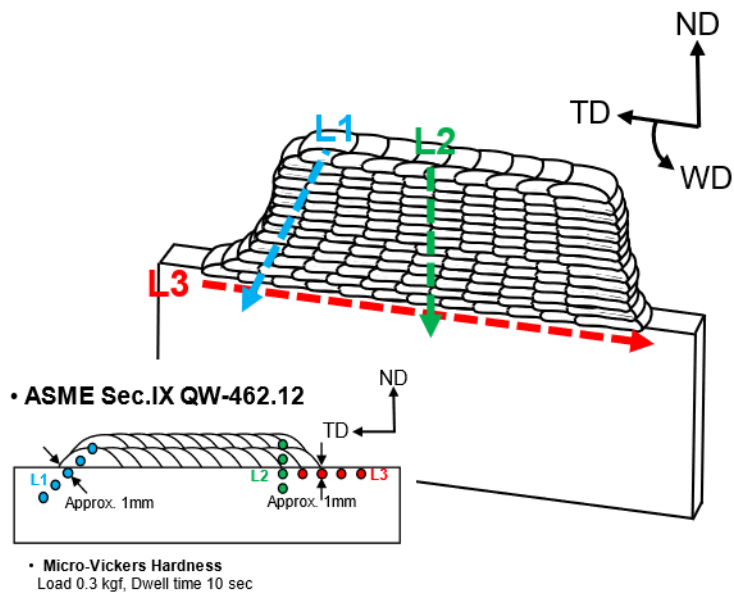


Fig. 2.10 Path for Micro-Vickers hardness measurement[105]

2.5.2 인장 시험

인장 시험을 위해 만능시험기 (MTDI, Minos-100S)가 도입되었다. Fig. 2.5 는 시편 단면에서 인장시험편 채취 위치와 ASTM E8 에 근거하여 설계한 sub-sized 시험편의 형상을 나타낸다. 인장 시험은 1) Alloy 52M 적층 제조 용접부, 2) SA508 모재, 3) 이종금속 용접부 (Alloy 52M on SA508) 세가지로 분류하여 수행되었다.

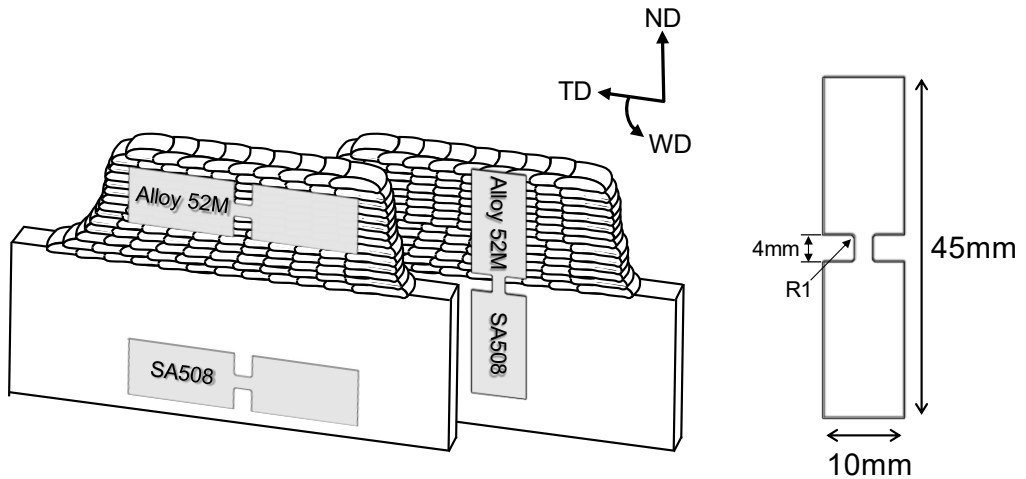


Fig. 2.11 Location of tensile test specimen and dimension of specimen[105]

제 3 장 가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부 분석

3.1 미세구조 거동

Fig. 3.1 과 3.2 는 SA508 모재의 초기 상태에 대한 OM, SEM 이미지를 나타낸다. Fig. 3.1 은 OM 이미지로, SA508 의 초기 상태의 미세구조는 lath ferrite 와 inter lath carbide 로 구성된 bainitic ferrite (파란 점선 영역) 기지상으로 관찰되며 일부 영역에서 carbon rich structure (빨간 점선 영역)가 관찰됨을 볼 수 있다. Fig. 3.2 는 SEM 이미지로 검은색 점선으로 표시된 PAGB 가 뚜렷하게 관찰되며, 이것은 SA508 이 생산 과정에서 austenite 화 온도 이상으로 가열된 후 냉각 되었음을 보여준다. Fig. 3.3 은 용접부 적층제조가 완료된 후 촬영한 열영향부의 OM, SEM 이미지로 SA508 에 Alloy 52M 용접재가 146 개 용접 패스 14 층으로 적층 용접된 시편의 단면 형상을 보여준다.

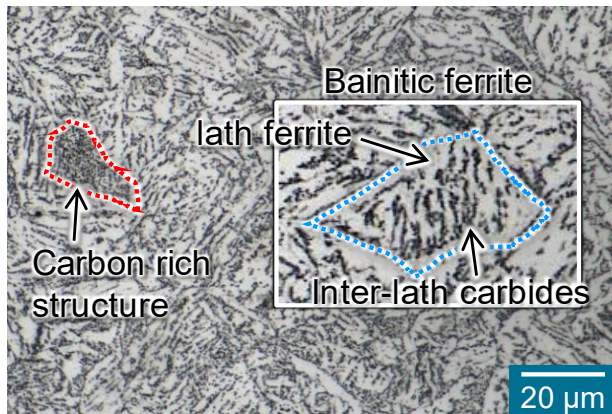


Fig. 3.1 Optical microscopy of SA508 (initial state)[105]

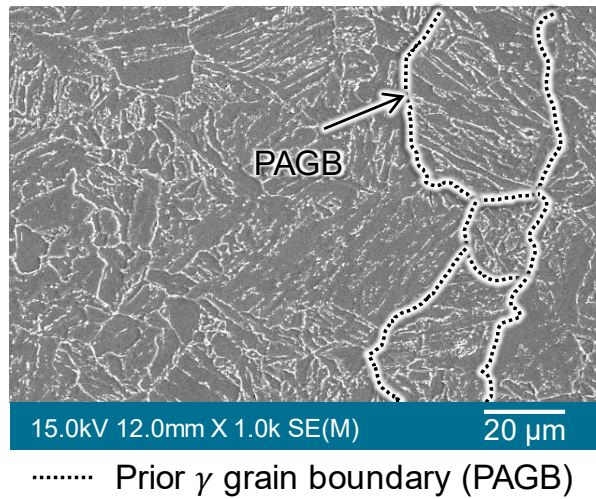


Fig. 3.2 SEM image of SA508 (initial state)[105]

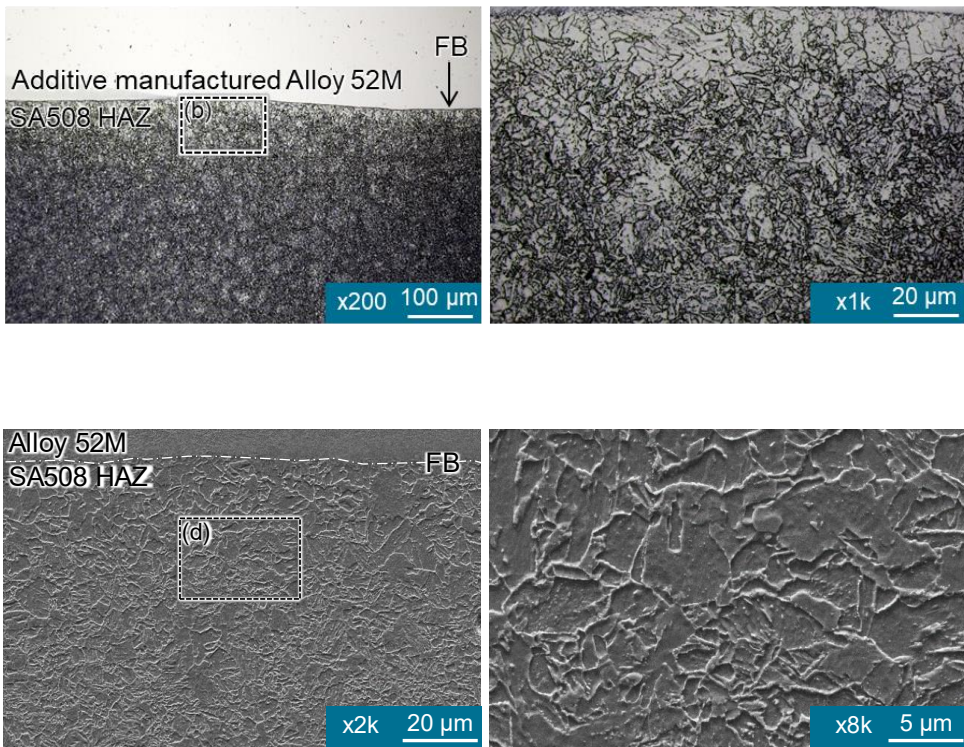


Fig. 3.3 Microstructure of SA508 HAZ[105]

적층 용접 공정이 완료된 후의 열영향부 미세구조 거동을 더 자세하게 정량적으로 평가하기 위해 EBSD 분석을 도입했다. Fig. 3.4 에 표시된 것처럼 시편의 단면은 적층 제조된 ① Alloy 52M 적층 제조 용접부, ② SA508 용접 열영향부, ③ SA508 모재 세가지 영역으로 나눌 수 있다.

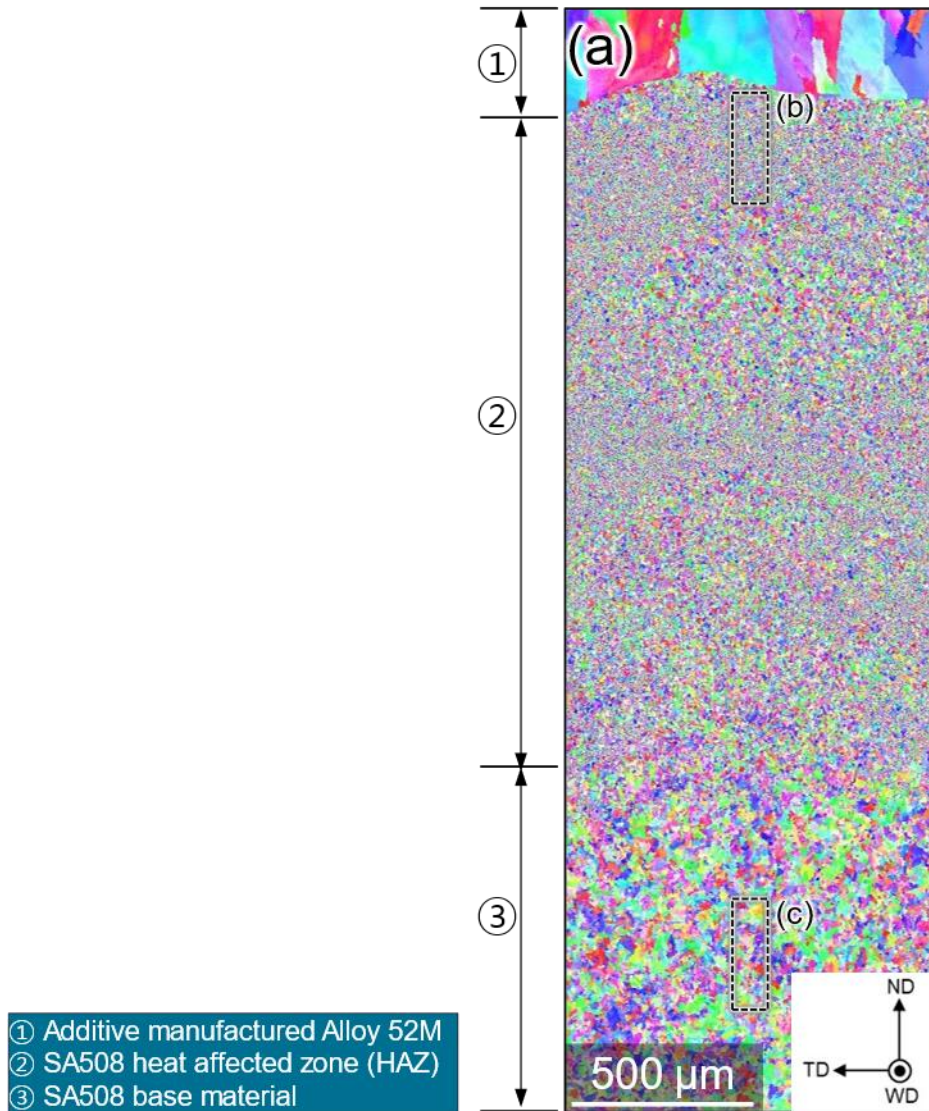


Fig. 3.4 EBSD IPF map of welding interface[105]

Fig. 3.5 는 Fig. 3.4 에서 SA508 용접 열영향부 영역을 분석한 EBSD map 이며, Fig. 3.6 은 SA508 모재 영역의 EBSD map 이다.

Fig. 3.5 의 IPF map 을 통해 146 패스 14 층 적층 용접 후의 결정립의 방위는 무작위로 분포되어 있고 평균 PAGS 는 $5.68\mu\text{m}$ 인 것을 알 수 있다. 여기서 PAGB 는 결정립계의 misorientation angle 이 $20^\circ < \theta < 50^\circ$ 임을 뜻한다. 또한 GB map 을 통해 측정된 용접 열영향부의 평균 grain size 는 약 $2.41\mu\text{m}$ 로 측정되었다.

Fig. 3.6 은 SA508 모재에 대한 EBSD map 이다. IPF map 을 통해 평균 PAGS 는 $31.9\mu\text{m}$, 평균 grain size 는 약 $17\mu\text{m}$ 로 측정되었는데, Fig. 3.5 와 비교했을 때 용접 열영향부의 PAGS 는 82.48% 감소하였으며 grain size 또한 85.88% 감소한 것을 알 수 있다.

Fig. 3.5, 3.6 의 평균 KAM 값을 비교했을 때, 용접 열영향부의 KAM 값은 초기 상태의 KAM 값에 비해 약 25% 높음을 알 수 있다. Fig. 3.7 은 모재와 열영향부에서 측정된 KAM 값 분포를 나타낸 그래프이다. 그래프를 통해 모재는 용접 열영향부보다 낮은 KAM 값의 분포를 갖는 것을 알 수 있는데, 이는 모재 상태가 용접 열영향부에 비해 더 안정된 상태, 즉 전위 또는 변형의 정도가 낮음을 의미한다. 적층 제조 공정이 진행됨에 따라 용접 열영향부의 미세구조나 변형의 정도는 KAM 값의 변화를 통해 알 수 있다. 이것은 원자 수준의 미세구조 거동 변화에서 비롯되며, 적층 제조 공정에서 발생하는 열-기계적 거동으로 인해 결정립 미세화 또한 수반된다.

Fig. 3.8 은 방위차 각의 분포를 나타내는데, 여기서 모재와 용접 열영향부의 LAGB 와 HAGB 는 trade-off 관계를 갖는다. 적층 제조 공정은 더 낮은 LAGB 분율과 더 높은 HAGB 분율의 변화를 가져왔다. 여기서 LAGB 와 HAGB 의 관계는 polygonal ferrite 의 생성 과정으로 설명할 수 있다. 앞서 설명한 바와 같이 polygonal ferrite 는 내부에 하부 구조가 없으며 결정립계가 HAGB 로 구성되는 특징을 갖는다. 이러한 특성을 근거로 하여 적층 제조 공정 동안 발생하는 LAGB 의 감소와 HAGB 의 증가는 polygonal ferrite 분율의 증가를 의미한다고 할 수 있다. 또한 이를 통해 적층 제조 공정의 적용은 거친 미세구조의 발달을 확실히 억제하는 결과를 가져온 것으로 볼 수 있다.

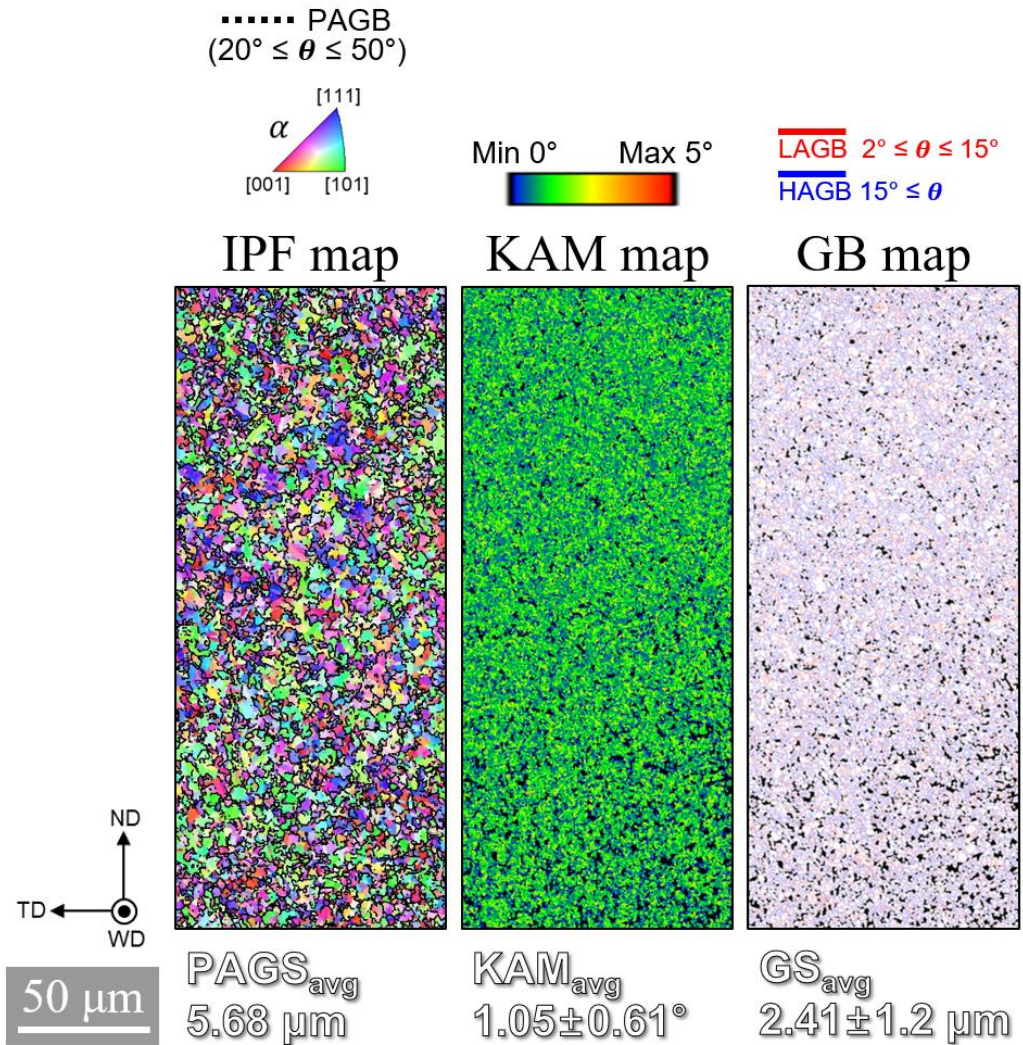


Fig. 3.5 EBSD map of SA508 HAZ[105]

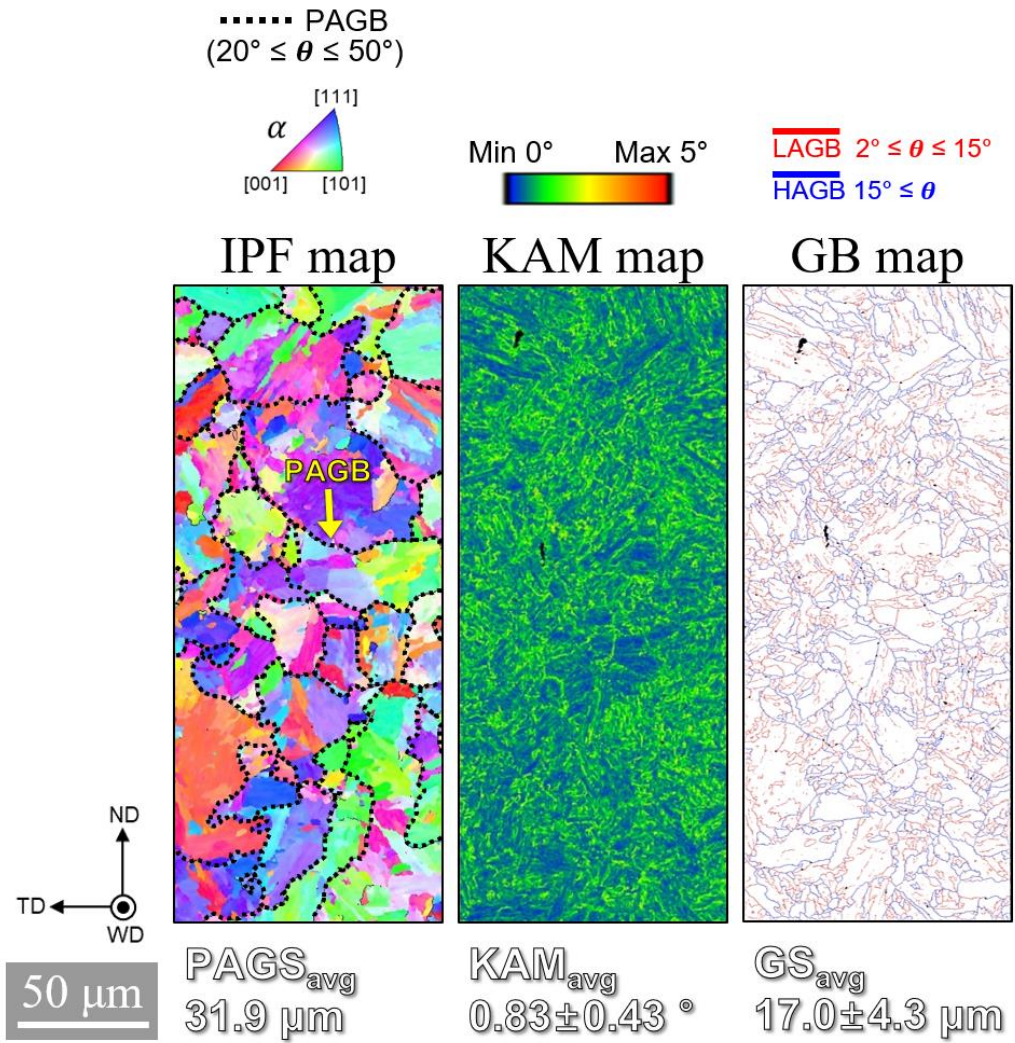


Fig. 3.6 EBSD map of SA508 BM[105]

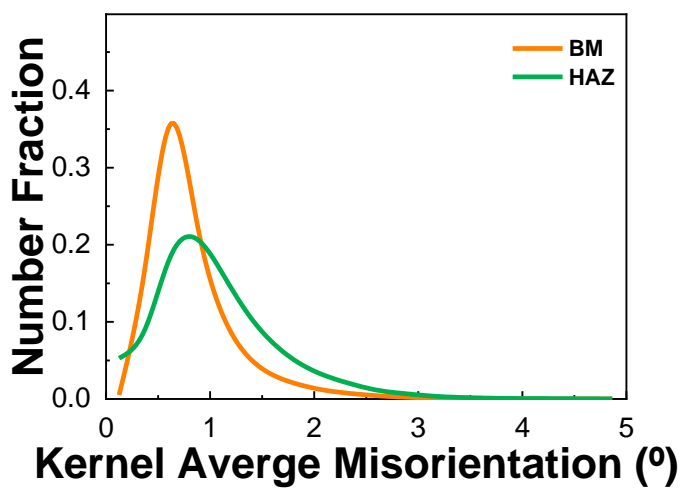


Fig. 3.7 Distributions of the KAM[105]

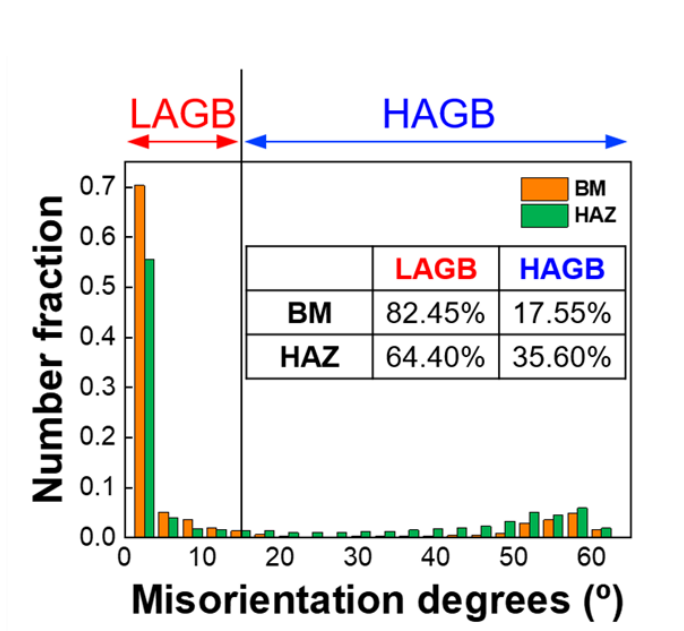


Fig. 3.8 Distributions of misorientation angle[105]

Fig. 3.9 는 SA508 모재와 적층 제조 후의 용접 열영향부에 대한 GOS map 분석 결과이다. 앞서 실험 절차에서 설명한 바와 같이 GOS map 에서 노란색으로 표시된 결정립이 재결정이 완료되어 polygonal ferrite 로 변태한 결정립으로 간주되고 이를 근거로 polygonal ferrite 의 상분율을 측정했다. 상분율 측정 결과, 모재에서의 polygonal ferrite 분율은 5.4%, 용접 열영향부에서의 polygonal ferrite 분율은 31.2%로 적층 제조 후의 polygonal ferrite 분율이 약 26%가량 증가한 것으로 나타났다.

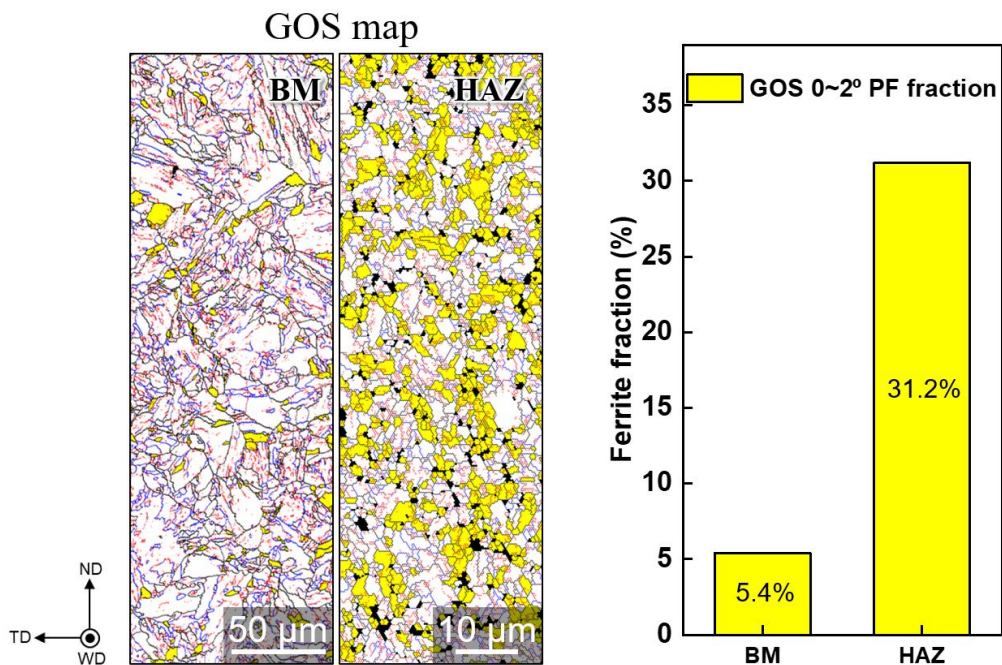


Fig. 3.9 Phase fraction analysis (Polygonal ferrite)[105]

Martensite 와 bainite 분율을 측정하기 위해 IQ map 을 정량적으로 분석했다. Fig. 3.10 은 SA508 모재와 적층 제조 후의 용접 열영향부에 대한 IQ map 과 IQ 값 분석을 통해 martensite 와 bainite 를 분리한 그래프를 나타낸다. 두 곡선 중 peak IQ value 가 높은 녹색 곡선이 bainite(BM:72, HAZ: 55), peak IQ value 가 낮은 빨간 곡선이 martensite(BM:50, HAZ: 35)라 추정할 수 있다. 각 곡선이 차지하는 면적은 bainite 와 martensite 상분율로 변환할 수 있다.

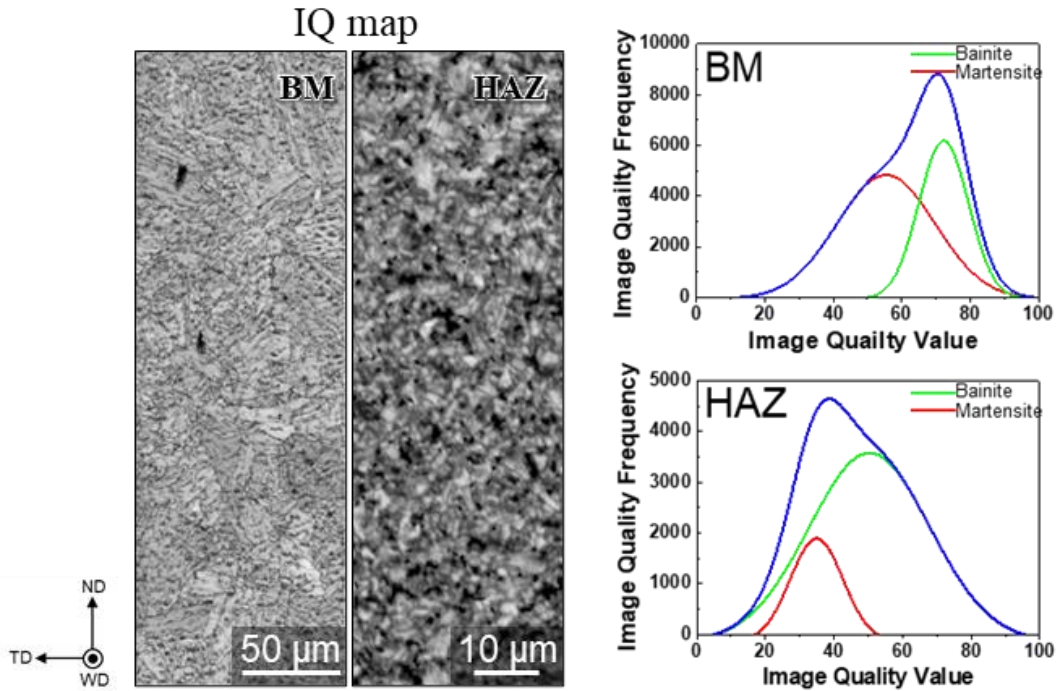


Fig. 3.10 Phase fraction analysis (Martensite and bainite)[105]

Fig. 3.11 는 GOS, IQ 분석을 통해 정량 측정된 polygonal ferrite, bainite, martensite 상분율 변화를 나타낸 그래프이다. 모재 미세구조 구성은 bainite 37.1%, martensite 57.5%로 계산되었고, 용접 열영향부의 미세구조 구성은 bainite 55.5%, martensite 13.3%로 계산되었다. 적층 제조 공정 완료 후 용접 열영향부의 bainite 분율은 18.4% 증가했으며 martensite 분율은 44.2% 감소했다. 이 결과로부터 14 레이어 146 패스의 반복적인 적층 제조 공정은 용접 열영향부 미세구조 상분율을 효과적으로 변화시킬 수 있음이 확인되었다.

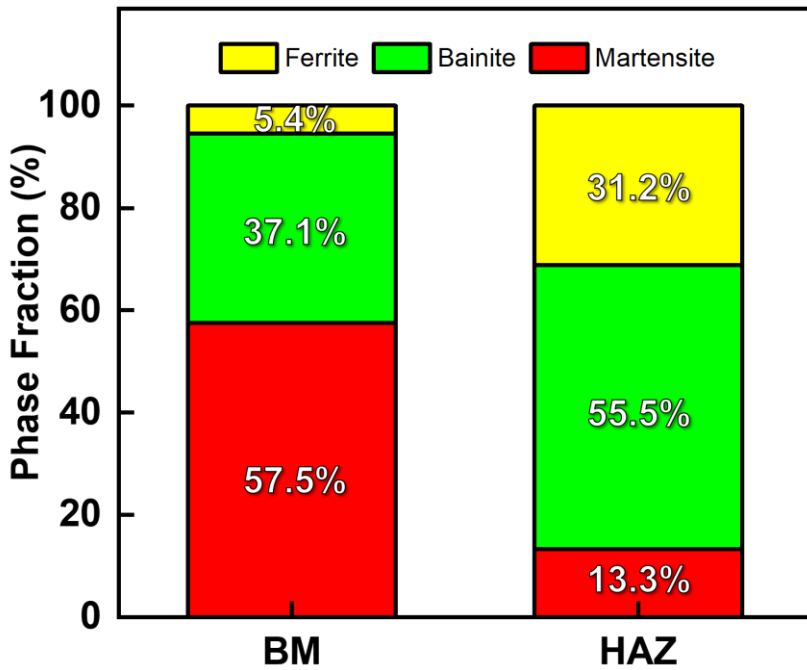


Fig. 3.11 Phase fraction changes analysis[105]

3.2 기계적 특성

3.2.1 경도 시험

적층 제조 공정이 완료된 후 미세구조 상분율의 변화가 기계적 특성에 어떠한 영향을 미치는지 확인하기 위해 경도 시험을 수행했다. 여기서 적층 제조 공정을 적용한 적층 용접이 관련된 코드나 표준에서 허용한 최대 경도 값을 충족하는지 평가하기 위해 Micro-Vickers 경도 테스트를 수행했다. ISO 15614-1 에 의하면 PWHT 처리가 완료된 P-No.3 강종에서 허용되는 최대 경도는 380 Hv 지만, 용융부에는 관련 코드 또는 표준에 의한 지침이 없기 때문에 경도 값에 제한이 없다. 경도는 ASME Sec.IX QW-462.12 에 따라 측정되었다. Fig. 3.12 는 경도 측정 경로와 경도 측정 결과를 시각화한 컨투어 맵을 나타내는데 용접 열영향부에서 전체적으로 높은 경도 분포를 보인다. Fig. 3.13 은 Fig. 3.12 를 따라 측정한 경도 프로파일을 나타내는데 그래프의 빨간 점선은 ISO 15614-1 에서 요구하는 최대 경도 값으로 380Hv 를 나타낸다. 경도 측정 결과 L1, L2, L3 모두 ISO 15614-1 에서 요구하는 380Hv 미만의 경도 값으로 측정되었다. 특히 L1 의 경도 분포를 보면 적층 제조된 Alloy 52M 영역에서는 경도가 일정하게 나타났지만 SA508 용접 열영향부에서는 경도가 급격하게 증가하는 경향을 보였다. L2 도 L1 과 비슷한 경향을 보였지만 경도의 증가 경향이 상대적으로 낮았다. L3 는 SA508 Gr.3 Cl.1 용접 열영향부에 해당하는 영역으로 전체적으로 300Hv 부근의 경도 분포를 보였지만 L1 과 교차하는 부근에서 가장 높은 경도 분포를 보였다.

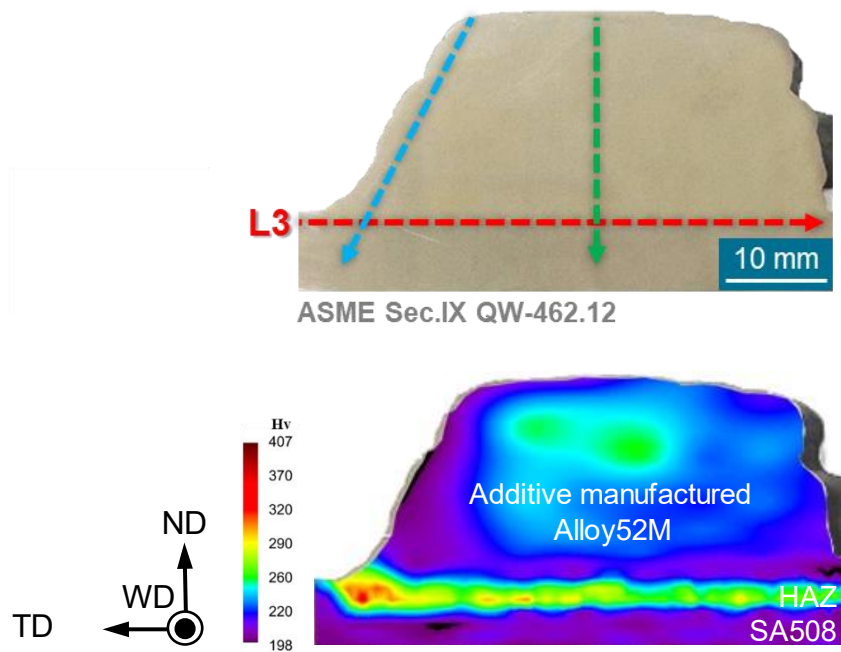


Fig. 3.12 Hardness measurement paths and hardness distribution with contour map[105]

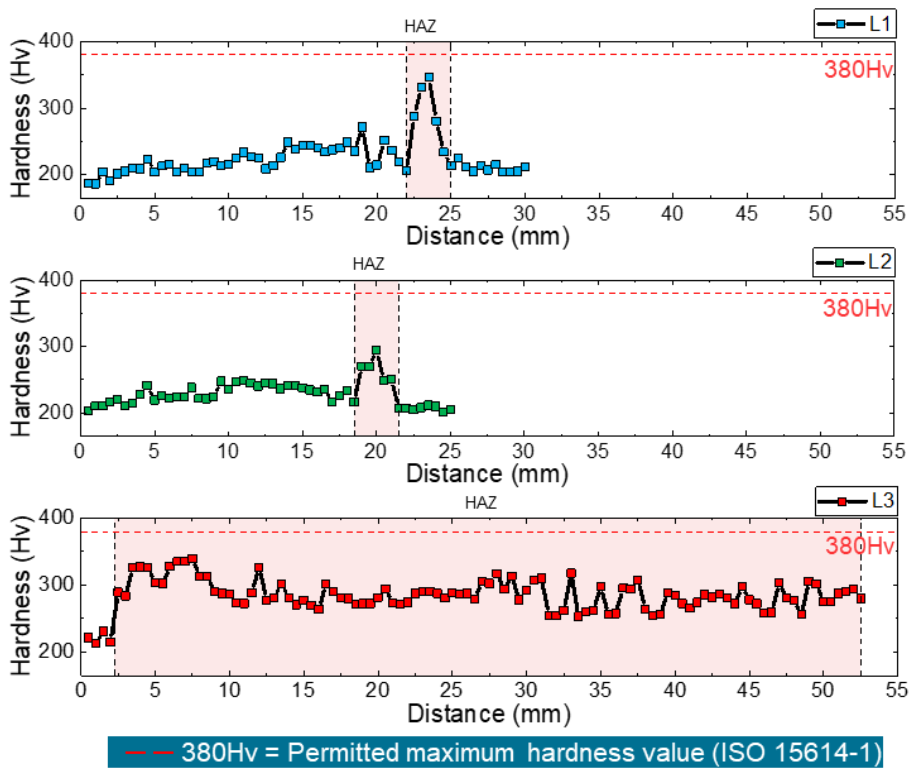


Fig. 3.13 Micro-Vickers hardness profile[105]

3.2.2 인장 시험

Fig. 3.14 는 인장 시험의 Strain-Stress curve 로 Alloy 52M 적층 제조 용접부, SA508 모재, 이종금속 용접부의 인장 시험 결과를 나타낸다. 각 위치에서 채취한 시험편의 항복 강도는 모재 시험편이 446 ± 0.5 MPa, Alloy 52M 적층 제조 용접부 시험편은 512 ± 16.9 MPa, 이종금속 용접부는 557 ± 9.8 MPa 로 측정되었다. 인장 강도는 모재 시험편이 571.1 ± 21 MPa, Alloy 52M 시험편은 705.6 ± 2.9 MPa, 이종금속 용접부는 628.5 ± 26.5 MPa 로 측정되었다. 이종금속 용접부에서 채취한 시험편은 SA508 모재 시험편과 Alloy 52M 시험편의 중간 값에 해당하는 접합 강도를 보였다. 또한 연신율은 SA508 모재는 $80.5 \pm 2.85\%$, Alloy 52M 시험편은 $30.5 \pm 1.85\%$, 이종금속 용접부는 $63.8 \pm 0.3\%$ 로 측정되었다.

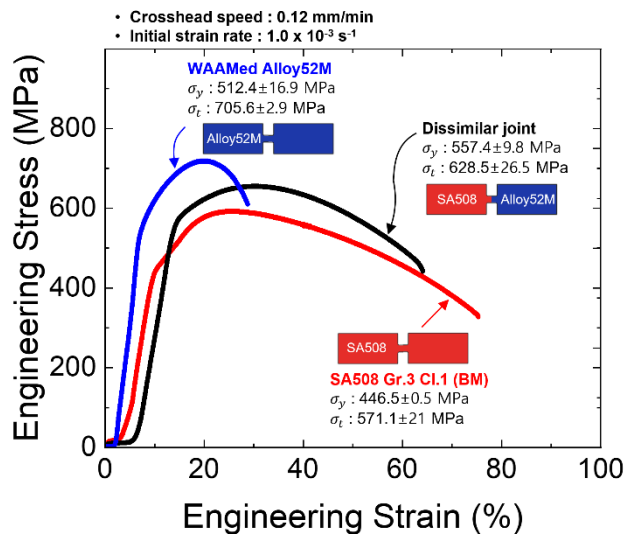


Fig. 3.14 Results of tensile test

3.3 파단면 분석

Fig. 3.15 는 인장 시험의 파단면 분석 결과를 나타낸다. 파단면 전체 면적과 파단면적 감소 면적을 비교했으며 각 파단면의 중심부를 확대하여 파단 모드를 평가했다. Fig. 3.15 (a)는 모재 인장 시험의 개략도를 보여주며 Fig. 3.15 (b)는 파단 면적과 연신에 대한 내용을 나타낸다. 측정 결과 약 80%의 연신율과 이에 상응하는 파단 면적의 감소가 나타났다. 이는 인장 거동시 소성 변형으로 인한 연신율을 설명할 수 있는 직접적인 증거이며 연성 파괴의 전형적인 특징으로 볼 수 있다. 또한 Fig. 3.15 (c)에 나타난 것처럼 덩플의 크기 또한 매우 작고 균질한 모습을 보였다.

인장 응력 하에서 발생하는 연성 파괴의 원리는 다음의 3 가지 단계로 진행되는 것으로 알려져 있다[134–137]. 먼저 인장 응력이 가해지면 보이드 핵이 생성된다. 이 핵의 생성을 시작으로 보이드는 성장하고, 결국 다른 보이드끼리 서로 연결되어 합쳐지며 파단이 발생하고 덩플이 형성된다. 반면에 취성 파괴의 경우 연성 파괴에 비해 소성 변형이 크게 발생하지 않는다.

이중금속 용접부에서 채취한 인장 시험편의 개략도는 Fig. 3.15 (d)에 나와있으며 파단은 Alloy 52M 적층 용접부에서 발생했다. 모재 시험편에 비해 단면 감소가 적게 발생했다. Fig. 3.15 (f)는 파단면 중앙을 확대한 이미지로 덩플의 크기도 모재 파단면에 비해 크고 준벽개 파괴 영역도 관찰되었다.

Alloy 52M 은 Ni 계열의 합금으로, 용접 시 합금 원소의 일부가 탄화물로 석출될 수 있다[94,138–140]. 이 때, 발생할 수 있는 석출물의 종류에는 MC 와

M₂₃C₆ 등이 있는데[139] 여기서 M은 치환 부위를 갖는 원소로 Cr, Ti, Nb, Mo 등이 있으며 C는 치환 부위를 차지하는 원소로 C, N, B 등이 해당된다. 또한 MC 탄화물에는 TiC, NbC, CrC 등이 존재할 수 있으며[140] M₂₃C₆ 탄화물에는 (Ti, Nb)C 등이 석출될 수 있는 것으로 보고되었다[139]. Fig. 3.16 (a)는 JMatPro 소프트웨어로 계산한 Alloy 52M에서 석출될 수 있는 탄화물을 예측한 결과로, 본 연구의 조건으로 계산한 결과 MC 0.24%, M₂₃C₆ 0.14%가 계산되었다. Fig. 3.16 (b)는 Alloy 52M 영역에서 관찰된 탄화물로 약 1 μm의 크기로 측정되었다. EDS 분석 결과 Ti 32.91%, Nb 18.98%, Cr 13.70%, C 7.53%로 기존의 연구에서 보고된 Alloy 52M 석출물의 EDS 결과와 유사한 결과를 보였다[140]. 탄화물의 석출은 석출된 영역 인근의 특정 합금 원소의 고갈로 인해 인장 거동 중 균열의 발생을 야기할 수 있다[94]. 이에 대해서는 Fig. 3.18을 통해 자세히 설명하도록 한다. Fig. 3.17은 파단면의 세 지점에서 수행한 EDS 분석 결과를 보여주는데 Ni 원소의 다량 검출로 인해 Alloy 52M에서 파단이 발생된 것을 설명할 수 있다.

Fig. 3.15 (g)는 Alloy 52M 적층 용접부에서 채취한 인장 시험편의 개략도를 나타낸다. 파단 부위의 감소는 가장 적게 진행되었으며 파단면의 면적 역시 가장 컸다.

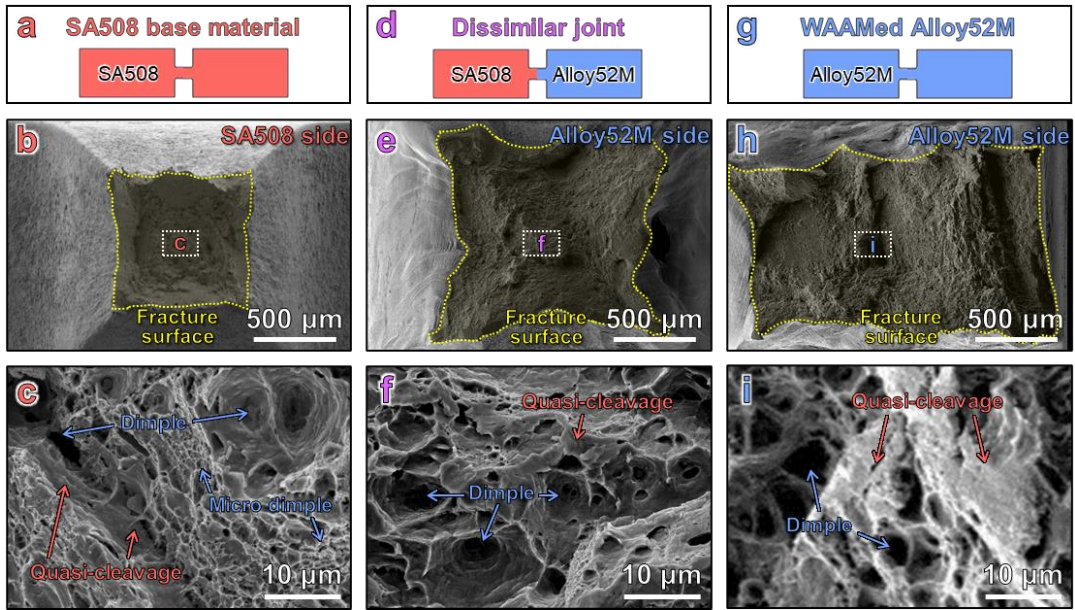


Fig. 3.15 Fractography after tensile tests[105]

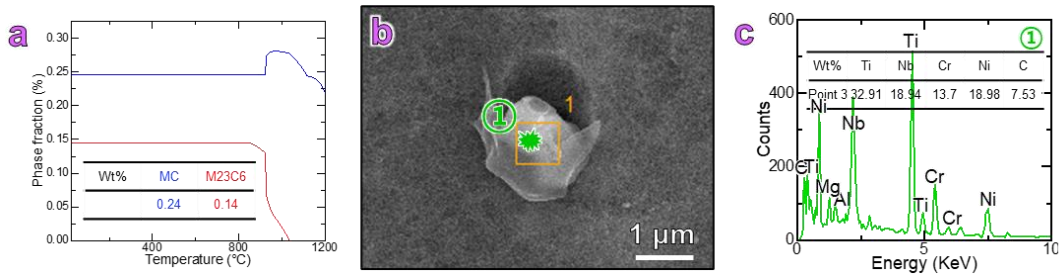


Fig. 3.16 Calculated and precipitated carbide[105]

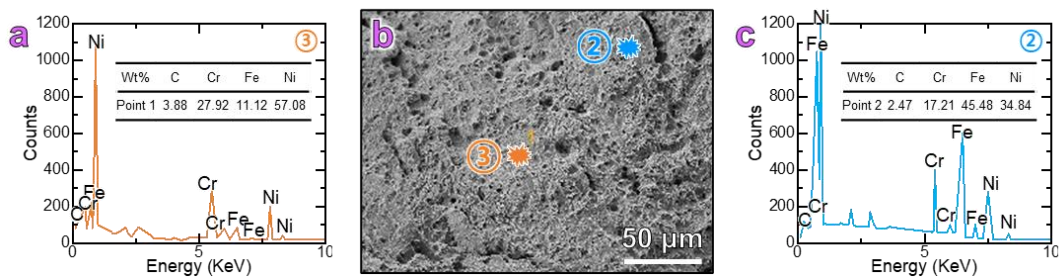


Fig. 3.17 EDS analysis of fractured surface[105]

Fig. 3.18 은 적층 제조 공정이 완료된 후 Alloy 52M 적층 용접부와 SA508 모재의 용융경계면 근처에서의 파손 메커니즘을 나타낸다. Fig. 3.18 (a)는 이종금속 용접부의 파손 메커니즘에 대한 개략적인 설명이다. 이 접합부는 명확한 항복점이 존재하지 않고, 인장 강도는 SA508 모재와 Alloy 52M 적층 용접부의 중간 값이었으며 연신율은 SA508 모재와 유사했다. 적층 용접된 Alloy 52M 에는 Fig. 3.16 (b)와 같은 탄화물이 존재할 수 있다. 여기서 Cr 탄화물이 결정립계를 따라 석출될 수 있으며 Nb, Ti 탄화물은 결정립 내부에서 석출될 수 있다[132,133,141]. 여기서 이종금속 용접부의 Alloy 52M 영역에서 결정립계를 따라 Cr 탄화물이 석출되고, Cr 탄화물이 석출됨에 따라 결정립 내부의 Cr 원소 함량이 감소하여 입계 파괴에 대한 저항성이 감소하며 결과적으로 Fig. 3.18 (d)와 같이 균열이 발생할 수 있다[102].

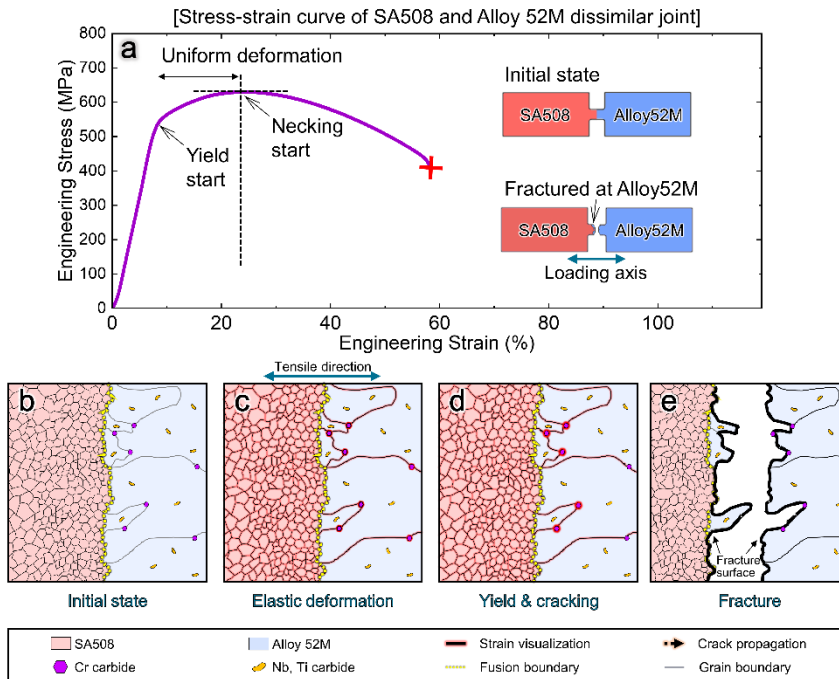


Fig. 3.18 Schematic descriptions of fracture mechanism[105]

제 4 장 미세구조 변화와 기계적 특성의 상관관계

4.1 적층 제조 공정에서 발생하는 연속적인 템퍼링 효과

적층 제조 과정에서 발생하는 반복적인 용접 입열에 의해 SA508 열영향부의 미세구조가 변화하는 과정에서의 템퍼링 효과를 이해하는 것은 이 연구의 중요 목표이다. 4 장에서는 용접 공정을 통해 용접 비드를 연속적으로 적층했을 때 SA508 용접 열영향부 미세구조의 변화를 실험적으로 검증하였다. 본 연구에서는 적층 용접 과정에서 템퍼링 효과가 발생하는 과정을 규명하기 위해 열영향부의 최대 온도가 AC3 이하로 측정되기 시작하는 3 층까지의 시편을 제작하여 분석하였다.

Fig. 4.1 은 적층 제조 과정에서 1 층 용접 적층에 대한 내용이다. Fig. 4.1 (a)의 열전대는 용접 열영향부에 위치하며 적층 용접이 진행되며 발생하는 열영향부의 온도 이력이 데이터 로거에 의해 기록되었다. 측정된 온도 이력은 Fig. 4.1 (b)의 그래프로 나타내었다. 열영향부에서 측정된 온도 이력은 1 층 첫번째 패스 비드의 용접 과정에서 빠른 냉각속도 ($\Delta t_{800^{\circ}\text{C} \rightarrow 500^{\circ}\text{C}}$ 기준 약 68.09°C)로 인해 미세구조가 martensite 조직으로 변태했음을 시사한다. 따라서 열영향부가 용접 공정으로 인해 가열되면 austenitization 되고, 급속한 냉각에 의해 martensite 로 변태될 수 있다. Fig. 4.1 (c)는 fusion line 단면의 OM 이미지로 PAGB 가 SA508 Gr.3 Cl.1 층에서 관찰된다. Fig. 4.1 (d)는 고배율 SEM 이미지이며, PAGB 와 packet boundary, martensite 구조가 관찰된다. 이러한 현상은 열영향부가 1 층 용접에 의해 austenite 조직으로 변태한 후, 급속 냉각에 의해 martensite 조직으로 변태되었음을 시사한다.

Fig. 4.2 (a)에 2 층 적층 용접 시 발생하는 용접 열영향부의 미세구조 변화에 대한 실험의 개요를 나타내었다. 앞서 Fig. 4.1 을 통해 1 층 적층 용접 과정에서 SA508 Gr.3 Cl.1 열영향부가 martensite 변태하는 것을 확인하였다. 2 층 적층 용접시 발생하는 온도 이력은 Fig. 4.2 (b)에 나타내었다. 온도 변화 경향에서 반복되는 가열로 인해 1 층 적층 용접 때 보다 냉각 속도가 더딘 것으로 추정할 수 있다. Fig. 4.2 (c)의 단면부 OM 이미지를 관찰에서 볼 수 있듯이 전체적인 미세구조 구성이 1 층 열영향부보다 상대적으로 미세하다. Fig. 4.2 (d)의 고배율 SEM 이미지는 미세화된 PAGB 와 martensite 구조를 보여준다.

Fig. 4.3 (a)는 3 층 적층 용접 시 발생하는 용접 열영향부 미세구조 변화에 대한 실험 개요를 나타낸다. Fig. 4.3 (b)는 Fig. 4.3 (a) TC 위치에서 측정 온도 이력으로, 측정된 최대 온도는 504°C 로 측정되었으며 1 층, 2 층 용접시 측정된 최대 온도에 비해 약 200°C 가량 감소한 것을 볼 수 있다. 이는 WAAM 공정이 진행됨에 따라 열영향부는 더 낮은 온도 영역에서 용접으로 인한 열을 반복적으로 겪는 것을 볼 수 있다. 3 층 적층 용접이 완료된 후, 용접 열영향부의 결정립 크기는 더욱 미세화 되었으며, Fig. 4.3 (c-d)의 OM 이미지의 일부 영역에서는 PAGB 를 구별하기 어려워지는 것을 볼 수 있다. Fig. 4.3 (e)는 고배율 SEM 이미지로 PAGB 의 식별이 더 이상 불가능하며, martensite 뿐만 아니라 polygonal ferrite, bainite, tempered martensite 등 다양한 형태의 상들이 혼합되어 존재하는 것을 확인할 수 있다. 이는 2 층 적층 용접 시 생성된 martensite 가 3 층 적층 용접시 발생한 입열로 인해 상변태를 일으켰기 때문이며, 해당 온도가 템퍼링 효과를 준 것으로 사료된다.

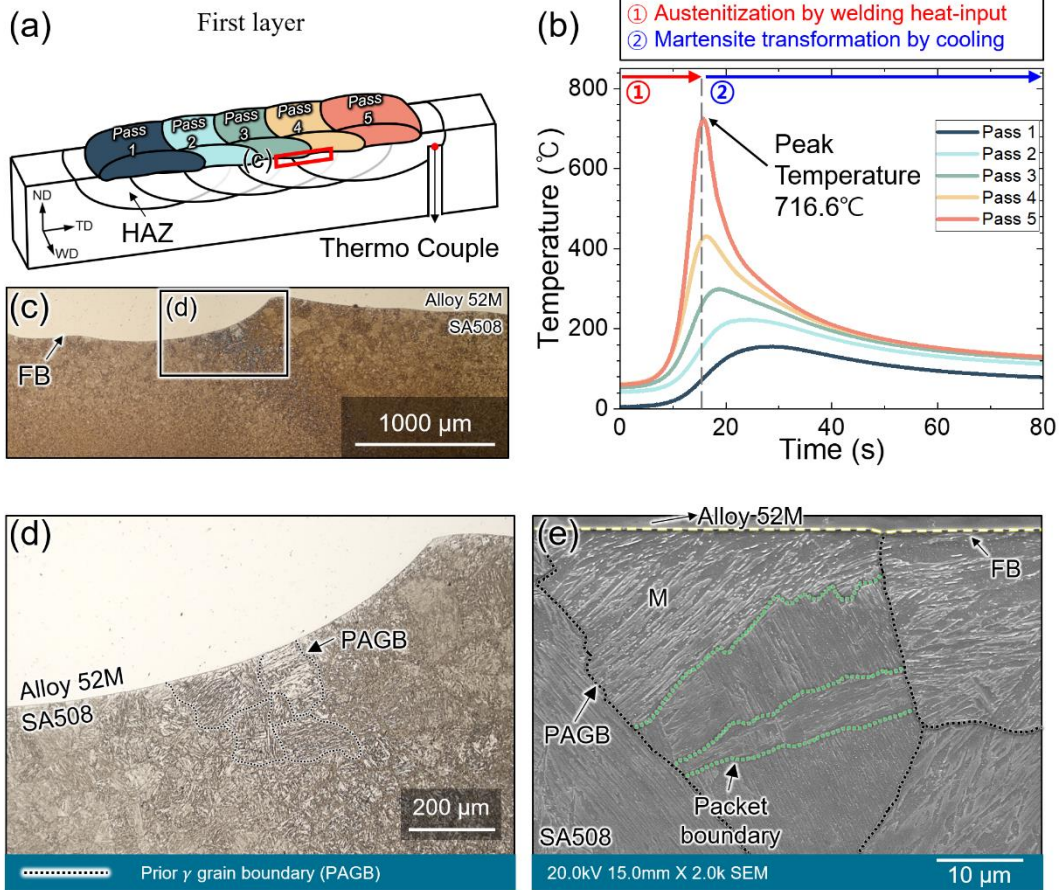


Fig. 4.1 Experimental verifications of microstructure changes during first-layer welding[105]

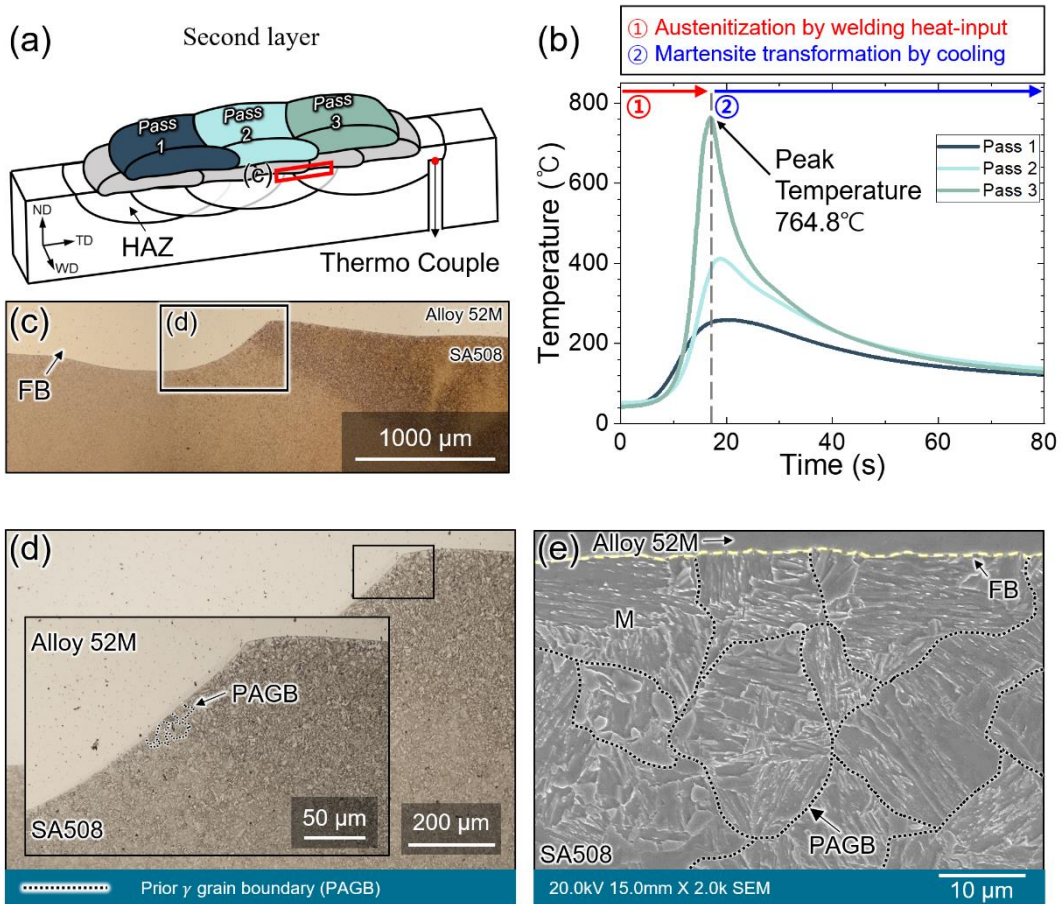


Fig. 4.2 Experimental verifications of microstructure changes during second-layer welding[105]

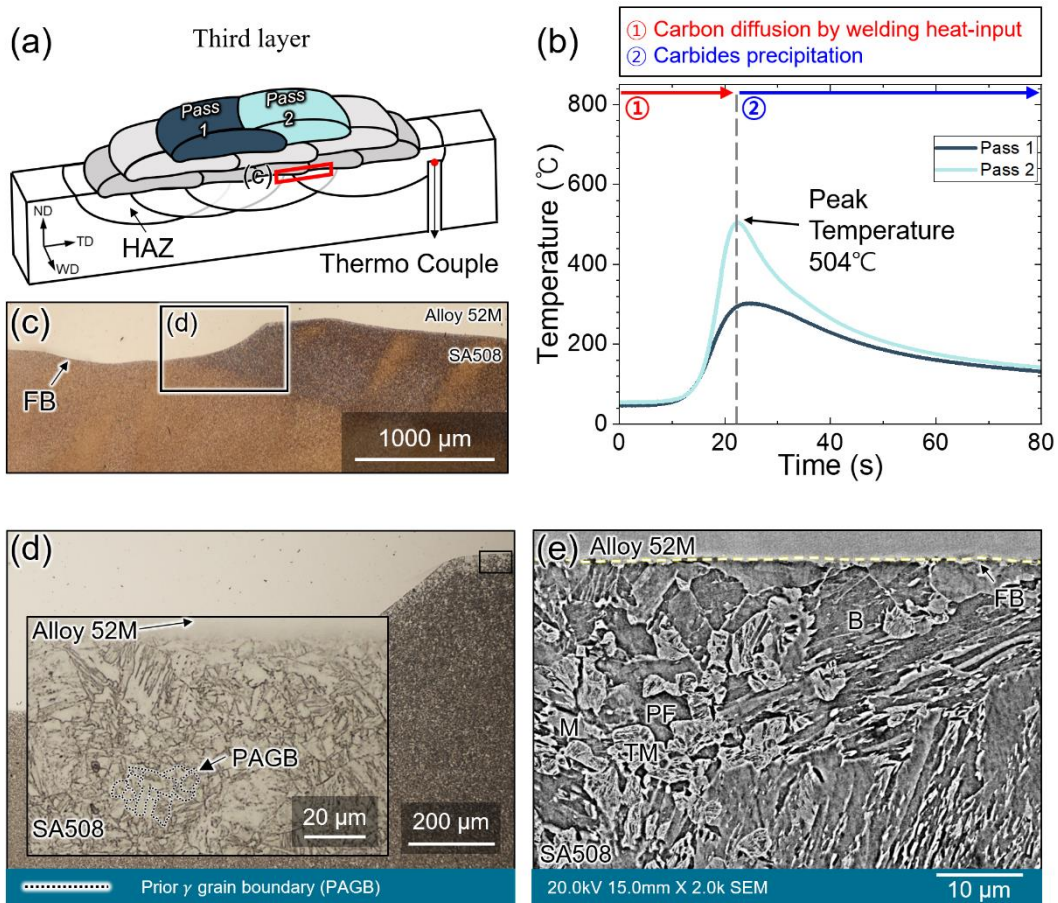


Fig. 4.3 Experimental verifications of microstructure changes during third-layer welding[105]

적층 제조 공정이 진행되는 동안 용접 적층이 누적되며 SA508 용접 열영향부의 미세구조가 어떻게 변화하는지 정량적으로 측정하기 위해 EBSD 분석을 수행했다.

Fig. 4.4 는 1 층, 2 층, 3 층을 적층한 각 시험편의 모재 열영향부에 대한 IPF map 으로 PAGB ($20^\circ \leq \theta \leq 50^\circ$) 가 검은 점선으로 표시되어 있다. IPF map 에서 PAGES 를 측정했으며 그 결과는 Fig. 4.7 에 나타내었다. PAGES 는 적층 제조 공정 이전에 $31.9\mu\text{m}$ 에서 1 층 적층 용접이 완료된 후 $46.8\mu\text{m}$ 로 조대화 되었다. 2 층 적층 용접 후의 PAGES 는 $18.75\mu\text{m}$ 로 약 46.7% 작아졌고, 3 층 적층 용접 후의 PAGES 는 $6.25\mu\text{m}$ 로 2 층의 PAGES 에 비해 약 66% 감소하였다. PAGES 가 감소함에 따라 결정립의 크기도 선형적으로 감소하는 경향을 보였다.

Fig. 4.5 와 Fig. 4.6 은 각각 GND (geometrically necessary dislocations) density map 과 KAM plot 을 나타낸다. KAM 은 전위밀도를 정성적으로 평가하는 방법으로 GND 분포를 설명하기 위한 자료로 사용되었다[142]. GND 는 국부적인 범위에 존재하는 전위 차를 의미하며, Fig.4.5 의 범례에 따르면 청록색 영역이 넓을수록 GND density 는 낮아지고, 황적색 영역이 넓을수록 GND density 는 높아진다[143]. GND density 와 KAM value 는 다음 수식과 같은 관계를 갖는다[144].

$$\rho_{GND} = \frac{2v}{bu} \dots\dots\dots(\text{식 4.1})$$

여기서 v 는 KAM value ($0^\circ \leq v \leq 5^\circ$)를, b 는 burgers vector 를, u 는 단위 길이를 의미한다. 위의 수식으로 각 적층 시험편 열영향부의 GND density 를 계산한다면, 1 층 적층 시험편 열영향부의 GND density 는 $260 \times 10^{12} [\text{m}^{-2}]$, 2 층 열영향부는 $245 \times$

$10^{12} \text{ [m}^{-2}\text{]}$, 3 층 열영향부는 $244 \times 10^{12} \text{ [m}^{-2}\text{]}$ 로 계산된다. 이는 적층 제조 공정에서 발생하는 열로 인해 GND density 가 감소한다는 의미이며 반복적인 열에 의해 전위 밀도가 해소된다는 의미이다. Fig. 4.6 는 적층 용접이 진행되며 KAM value 가 감소하는 경향을 보여준다. 이 데이터들은 연속적인 용접 패스의 적층으로 인한 입열이 열영향부 내부의 전위 감소와 원자 이동의 원동력을 제공하고, 일련의 공정을 통해 미세구조 발달의 근본적인 원인이 됨을 시사한다.

Fig. 4.8 은 GB map 으로 결정립의 크기와 결정립계의 변화를 나타낸다. Fig. 4.9 는 방위차 각의 분포를 나타낸 그래프로 LAGB 가 82.45%, HAGB 가 17.55%로 구성된 모재 상태의 측정 결과는 적층 제조 공정이 진행됨에 따라 LAGB 는 감소하고 HAGB 는 증가하는 경향을 보였다. 이러한 경향성은 austenitization 후 재결정 과정과 적층 과정 중에서 발생하는 열영향부의 템퍼링 효과의 직접적인 요인으로 간주된다.

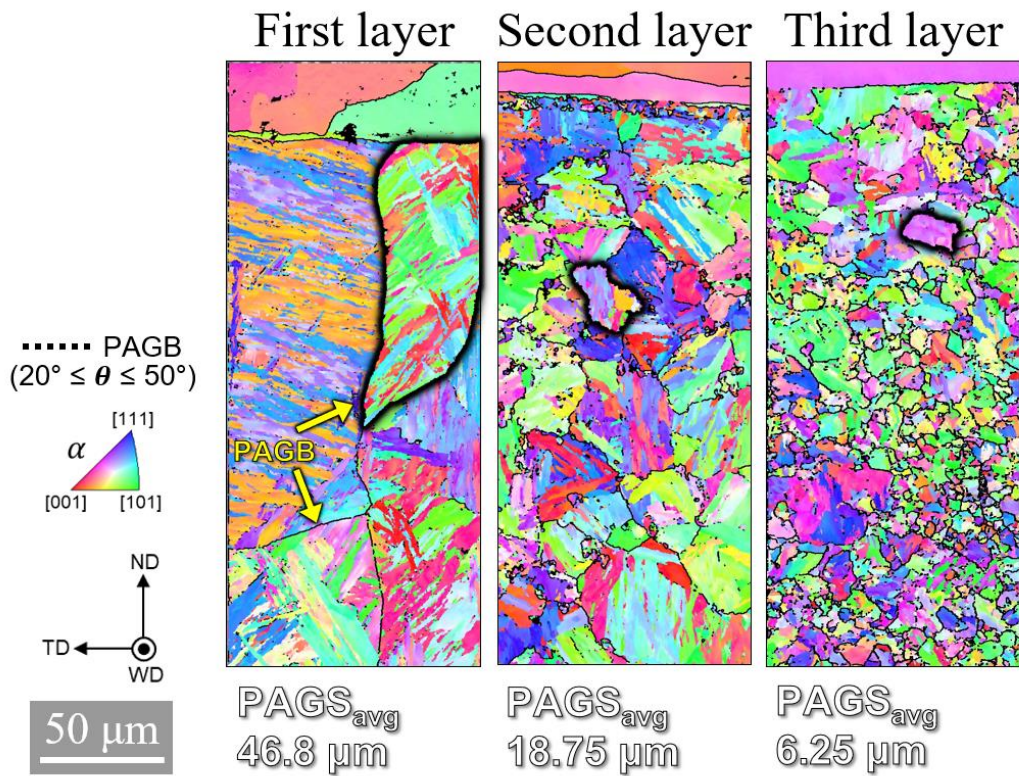


Fig. 4.4 EBSD analysis results after WAAM process (IPF map)[105]

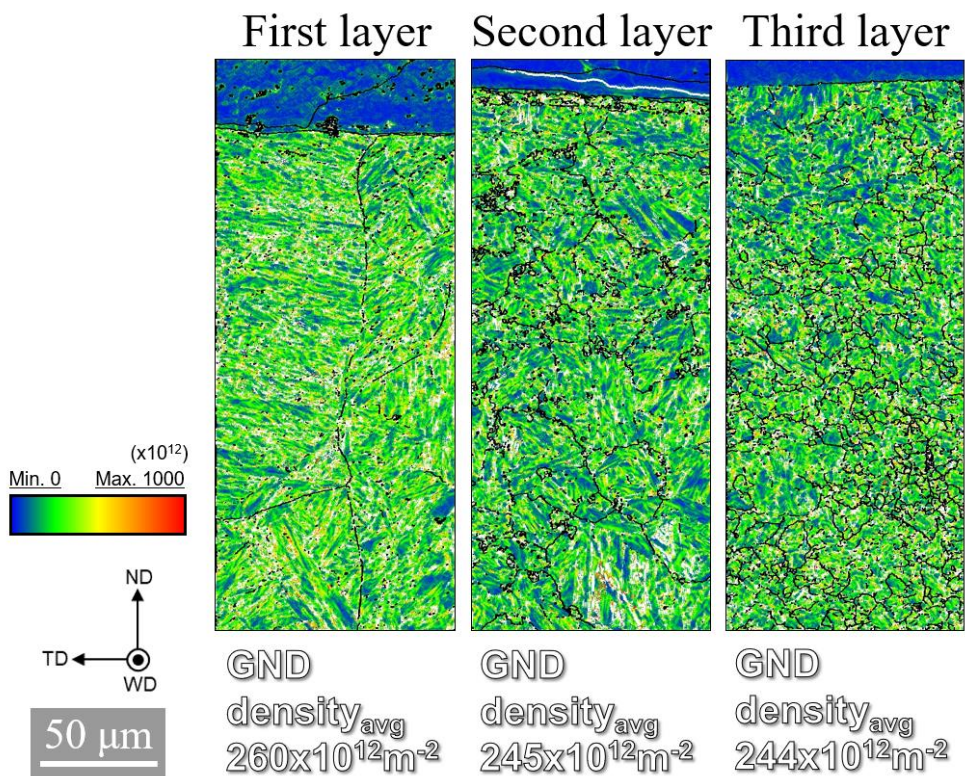


Fig. 4.5 EBSD analysis results after WAAM process (GND density map)[105]

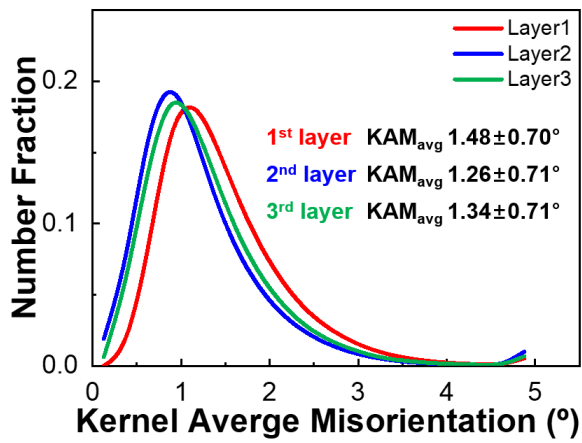


Fig. 4.6 Distribution of KAM value after WAAM process[105]

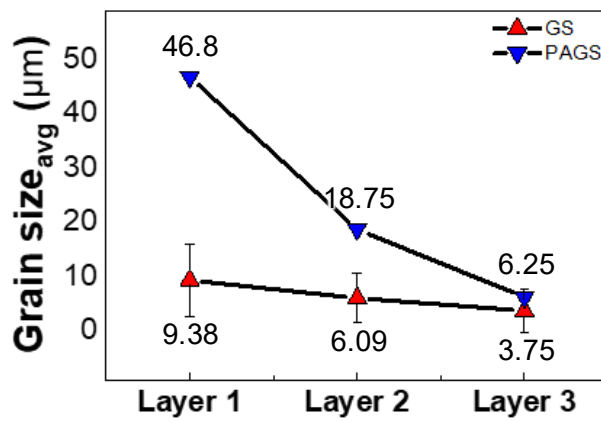


Fig. 4.7 Change of PAGS and GS during WAAM process[105]

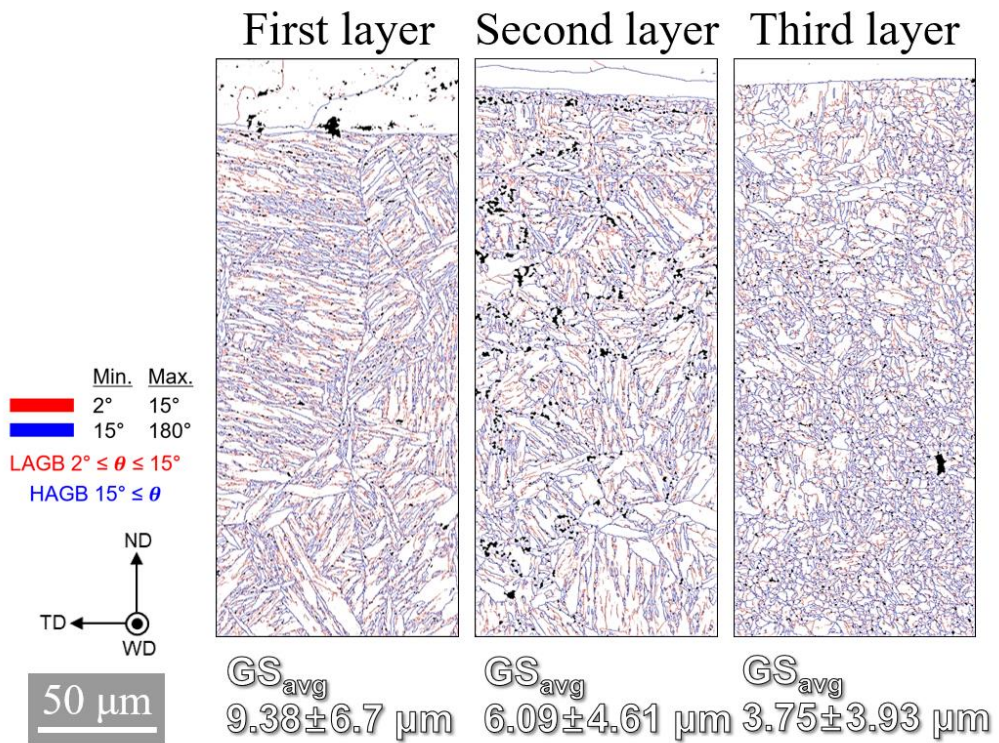


Fig. 4.8 EBSD analysis results after WAAM process (GB map)[105]

4.2 적층 제조 공정에서 발생하는 열영향부의 상변태

이 장에서는 적층 제조 공정 동안 SA508 Gr.3 Cl.1 열영향부에서 진행되는 상변태의 변화에 대해 중점을 둔다. 상변태의 변화를 분석하기 위해 Fig. 4.9, Fig. 4.11의 GOS map 과 IQ map 을 정량적으로 분석했다.

Fig. 4.9 는 1 층, 2 층, 3 층 적층 시험편 열영향부에 대한 GOS map 이다. 노란색으로 표시된 결정립은 재결정된 polygonal ferrite 이며, 적층 제조 공정이 진행됨에 따라 polygonal ferrite 가 증가하고 결정립의 크기는 감소하는 경향을 보인다. 재결정된 polygonal ferrite 의 정량적으로 측정된 상분율은 Fig. 4.10 에 나타내었으며, 이를 통해 WAAM 공정이 진행되며 polygonal ferrite 의 상분율이 1 층 열영향부에서 10.4%, 2 층 13.8%, 3 층 17.6%로 계속적으로 증가하는 것을 알 수 있다.

Fig. 4.11 은 IQ map 과 IQ value 분석을 통한 bainite와 martensite의 상분율 구분을 보여준다. Fig. 4.10 (a)는 각 적층 시험편 열영향부의 IQ map 을 나타내는데, 1 층 열영향부는 lath type 의 martensite 가 뚜렷하게 관찰되고, 2 층 열영향부에서는 결정립이 미세화 되는 경향을 보이지만 여전히 lath type 의 martensite 가 관찰된다. 3 층 열영향부는 이와 다른 경향이 뚜렷하게 나타나는데, 적층 제조 공정 동안 발생하는 용접 입열로 인해 반복적으로 급속한 가열 및 템퍼링 효과로 인해 결정립의 형태가 다양해지고 결정립의 크기 또한 미세화 되었음을 알 수 있다. Fig. 4.12 는 IQ value 분석을 통한 bainite 와 martensite 분율을 측정된 결과를 나타낸다. 1 층 적층 시험편의 열영향부는 polygonal ferrite 분율 10.4%를 제외한 89.6%에 해당하는 모든 상이 martensite 상으로 존재하는 것을 확인할 수 있다. 2 층 적층

시험편 열영향부는 bainite 9.4%와 martensite 76.8%로 bainite 가 일부 형성되기 시작한다. 3 층 적층 시험편 열영향부는 bainite 분율이 36.7%로 대폭 증가함과 동시에 martensite 분율은 45.7%로 감소하였다.

Fig. 4.13 는 적층 수에 따른 상분율 변화를 나타낸다. 1 층과 2 층 적층 용접에서 열영향부에 형성된 martensite 는 3 층 적층 용접에서 발생하는 입열로 인한 반복적인 템퍼링 효과를 받아 polygonal ferrite 와 bainite 로 변태하여 상분율의 변화가 발생했으며, 이로 인해 적층 제조 공정에서 템퍼링과 유사한 효과를 얻을 수 있음이 확인되었다.

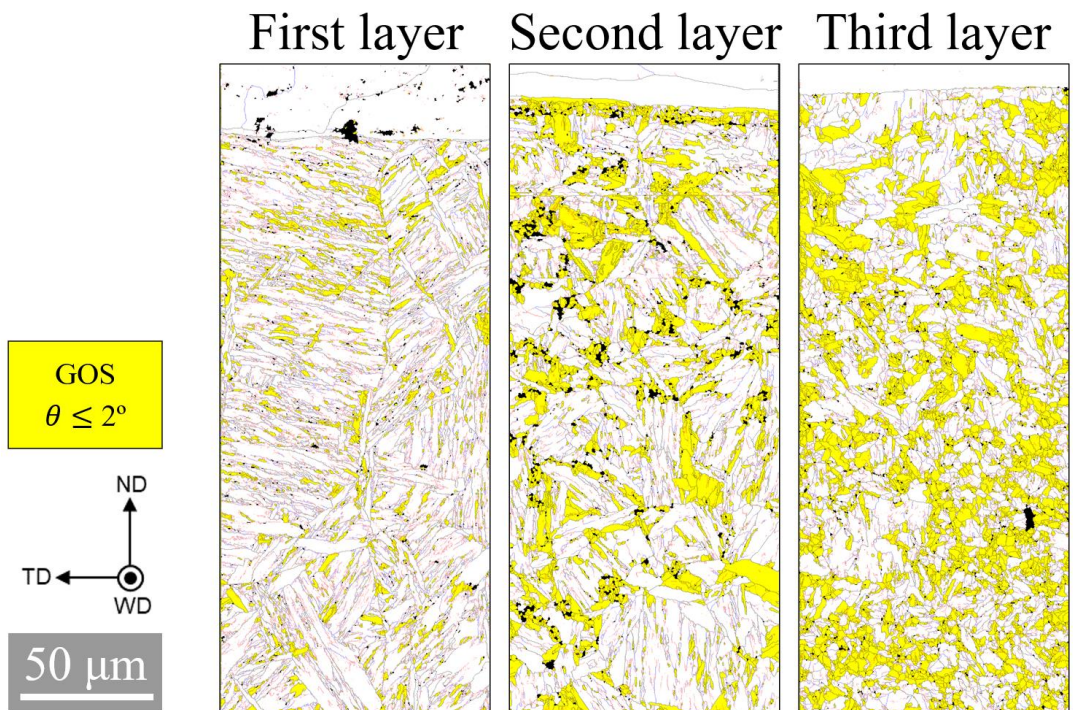


Fig. 4.9 EBSD analysis results after WAAM process (GOS map)[105]

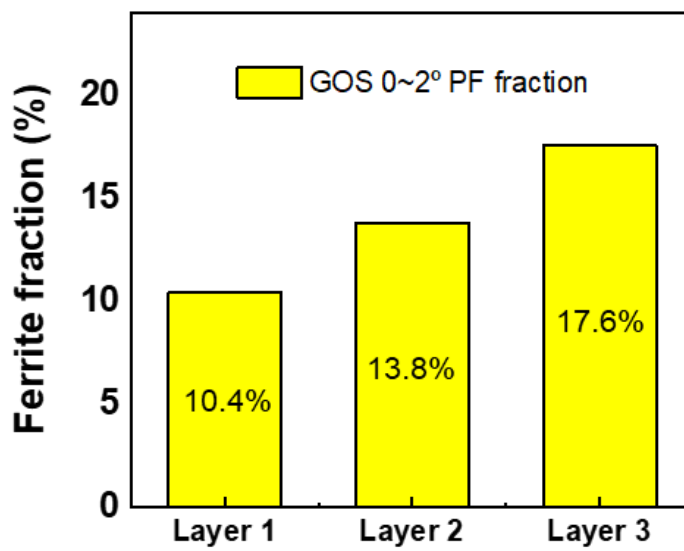


Fig. 4.10 Change of polygonal ferrite fraction during WAAM process[105]

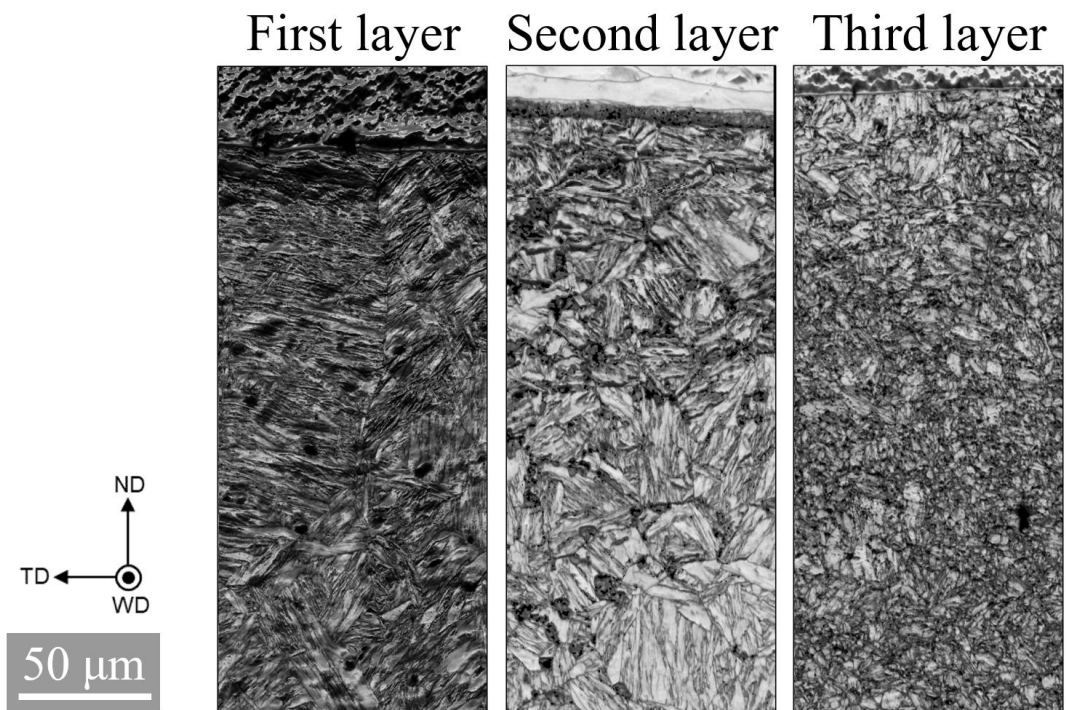


Fig. 4.11 EBSD analysis results after WAAM process (IQ map)[105]

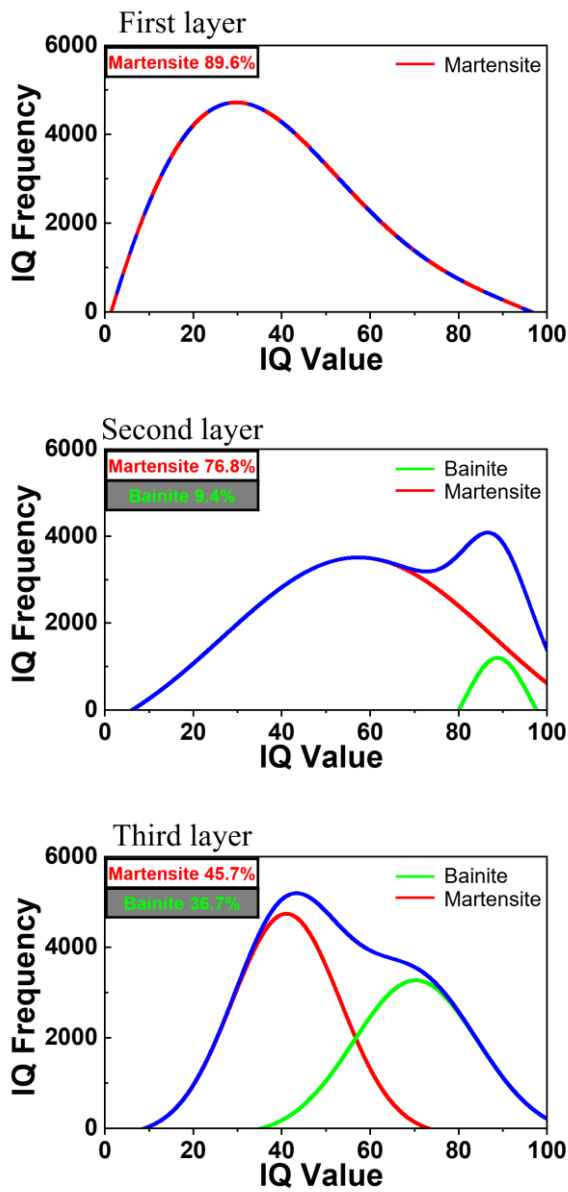


Fig. 4.12 Change of martensite and bainite fraction during WAAM process[105]

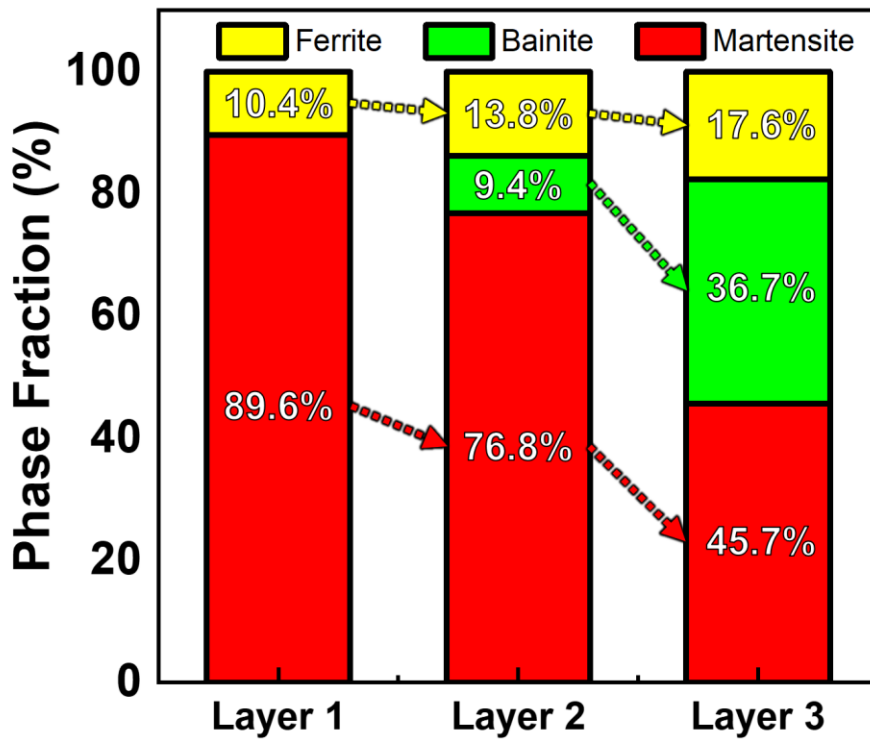


Fig. 4.13 Change of phase fraction during WAAM process[105]

열영향부 미세구조 변화는 반복되는 입열로 인한 상변태, 결정립 미세화, 템퍼링 효과로 인해 형성되었다. 1 층 적층 시험편 열영향부는 bainitic ferrite 기지상에서 용접 입열로 인해 martensite 기지상으로 변화했다. Fig. 4.1 (e)에서 열영향부의 모든 상은 martensite 이기 때문에 완전 austenitization 이후 이 영역에서 martensite 변태가 발생한 것으로 유추할 수 있다. 이 때 결정립계에 austenite 형성을 위한 핵생성 사이트가 발생하고 austenite 화가 일어났다. Austenite 는 가열 후 냉각 과정에서 martensite, bainite, pearlite 등 다양한 조직으로 변태하는데, 이는 냉각 속도에 따라 변태 결과가 다를 수 있다[130,145-147]. Fig. 2.9 은 초기 상태의 SA508 Gr.3 Cl.1 CCT curve 를 나타내며, 이는 SA508 이 AC3 이상의 온도에서 냉각 속도가 50°C/sec 일 때, 거의 100% martensite 조직으로 변화할 것으로 예측할 수 있다.

Fig. 4.14 은 용접 비드가 적층 제조되는 동안 발생하는 상변태 메커니즘을 요약한다. Fig. 4.14 (a)는 1 층 적층시 온도 이력을 보여준다. 가열구간 (가열 속도 약 100°C/sec)에서 austenitization 후 냉각구간 (냉각 속도 약 50°C/sec)에서 martensite 변태가 발생한다. 상변태의 기준이 되는 온도인 bainite starting temperature (B_S)와 martensite starting temperature (M_S)는 합금 원소의 조성비와 PAGS 를 기준으로 Lee 와 Kang 에 의해 제시된 다음의 수식을 사용하여 계산할 수 있다[148,149].

$$B_S = 634.8 - 193.1C + 102.4C^2 - 31.2Mn - 4.6Si - 18.6Ni - 32.4Cr - 15.6Mo + 10.36 \ln d_r \dots\dots\dots(\text{식 4.2})$$

$$M_S = 475.9 - 335.1C - 34.5Mn - 1.3Si - 15.5Ni - 13.1Cr - 10.7Mo - 9.6Cu + 11.67 \ln d_r \dots\dots\dots(\text{식 4.3})$$

여기서 C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo 및 Cu 는 각 합금 원소의 농도(wt%)를 나타내고, d_r 은 PAGB 의 평균 직경을 나타낸다. 본 연구에서 모재로 사용한 SA508 Gr.3 Cl.1 의 화학 조성비와 EBSD 로 측정된 PAGS 를 바탕으로 계산한 결과는 Table. 4.1 와 같으며 두 방법의 오차는 약 2.7%로 신뢰할 수 있는 결과를 보였다.

Table 4.1 Comparison of calculated B_S and M_S [105]

	Empirical equations Equation (6) and (7)	CALPHAD JMatPro	Error range
B_S	395.02 °C	384.2 °C	+ 2.74 %
M_S	577.05 °C	592.6 °C	- 2.69 %

2 층 적층은 martensite 와 austenite 사이의 반복적 변태 과정을 통해 열영향부의 결정립 미세화를 일으켰다. 용접 입열로 인해 가열 구간에서 austenite 의 핵생성 사이트가 발생하는데, 이는 1 층 열영향부 martensite 의 HAGB(i.e., pack boundary, block boundary, PAGB)에서 시작된다. Austenitization 후 결정립의 성장 단계에서 충분한 성장 시간이 없이 냉각이 시작되면 결정립 미세화가 발생하며[96,148,150,151], 그 메커니즘은 Fig. 4.14 (e, f)에 도식화하여 나타내었다. 이로 인해 2 층 적층 제조 공정에서는 PAGS 는 46.8 μm 에서 18.75 μm 로, GS 는 9.38 μm 에서 6.09 μm 로 결정립 미세화가 진행되었다. Fig. 4.14 (g)는 3 층 적층시 발생하는 SA508 열영향부의 온도 이력을 보여준다. 온도 이력의 최대 온도는 AC3 온도를 초과하지 않기 때문에 열영향부는 템퍼링 효과를 경험하게 된다[131,132,146,150]. 일반적인 템퍼링과 달리 용접 입열에 의한 템퍼링은 매우 빠른 가열 (약 100°C/sec)과 냉각 (50°C/sec)으로 진행된다. 따라서 앞서 실험 절차에서 언급했던 TP, 즉 tempering parameter 를 활용하여 용접 입열로 인한 템퍼링의 효과를 예측할 수 있다. ASME NB-4622.1-1 에 의하면 SA508 과 같은 P-

No.3 강종은 용접부의 두께에 따라 최소 30 분 동안 595 ~ 675 °C 까지 열처리를 필요로 한다. Table. 4.2 은 2 층, 3 층 적층시 얻은 최고 온도를 기반으로 한 TP 조합을 나타낸다. 동일한 TP 값을 얻을 수 있는 템퍼링 온도와 템퍼링 시간의 조합을 작성했다.

Table 4.2 Comparison for tempering parameters[105]

Condition	Time (s)	Temperature of SA508 HAZ when the second layer stacking (°C)	Time (s)	Temperature of SA508 HAZ when the third layer stacking (°C)
A	1	764.8	1	504
B	6	700	10	443
C	200	595	16000	300
Tempering Parameter (second layer)		12247	Tempering Parameter (third layer) 9170	

2 층 적층 시 764.8°C 에서 1 초간 템퍼링을 유지한 경우의 TP 값은 12,247 이다. 이 값은 열처리 온도 595°C 에서 템퍼링을 200 초간 유지했을 때와 유사한 TP 값을 갖기 때문에 NB-4622.1-1 에 의해 요구되는 기계적 성질을 만족시킬 수 있다. 3 층에서 504°C 에서 템퍼링을 1 초간 유지했을 때의 TP 값은 9,170 인데, 이는 템퍼링을 300°C 에서 16,000 초간 유지했을 때의 TP 값과 유사하다. 이러한 맥락에서 TP 값을 기준으로 뜨임 효과를 예측한다면, 짧은 시간 동안 고온에서 템퍼링을 하는 것이 장시간 동안 저온에서 템퍼링을 하는 것과 비슷한 기계적 성질을 가질 것으로 예상할 수 있다. WAAM 공정의 미세구조 변화와 TP 에 의해 예측된 기계적 성질을 바탕으로 단시간 템퍼링을 반복적으로 수행한다면 장시간 템퍼링 효과와 유사할 것으로 기대할 수 있다. Fig. 4.3 (e) SEM 이미지에서는 martensite 와 martensite 를 템퍼링 할 때 관찰되는 tempered martensite, bainite, polygonal

ferrite, cementite 등의 다양한 상이 관찰된다. 이러한 상변태 메커니즘은 Fig. 4.14 (h, i)에서 도식화되었다.

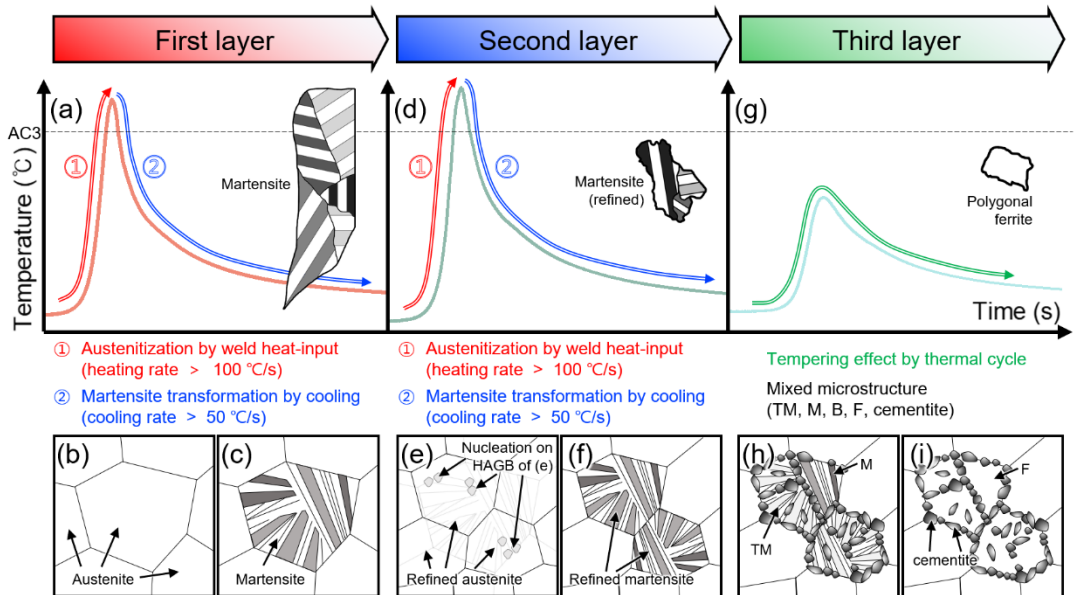


Fig. 4.14 Schematic image of microstructure evolution mechanism[105]

적층 제조 공정에서 발생하는 모재 열영향부의 상변태 과정과 상변태에 따라 변화하는 기계적 성질의 메커니즘을 열영학 계산 소프트웨어 JMatPro 를 통해 계산하고 EBSD 측정 상분을 결과와 비교 분석하였다.

Fig. 4.15 는 열전대를 통해 얻은 실제 적층 용접시 발생하는 온도 이력으로 냉각속도는 1 층 적층 용접시 68.91°C/s, 2 층 적층 용접시 61.77°C/s 로 측정되었다. 이 때 냉각속도는 $\Delta t_{800^{\circ}\text{C} \rightarrow 500^{\circ}\text{C}}$ 기준으로 계산되었다. 3 층 적층 용접 온도 이력은 최대 온도가 낮게 측정되어 $\Delta t_{800^{\circ}\text{C} \rightarrow 500^{\circ}\text{C}}$ 로 냉각 속도를 계산할 수 없어서 계산 대상에서 제외되었다.

Fig. 4.16 은 EBSD 로 측정된 열영향부의 상분율과 JMatPro 로 계산한 상분율의 비교를 나타낸다. 여기서 JMatPro 로 계산한 상분율에는 bainite 와 martensite 두가지 상이 계산되어 나타났다. Fig. 4.17 에서 1 층 열영향부에서는 EBSD 측정 결과 ferrite 10.4%, martensite 89.6%가 측정되었으며, JMatPro 계산 결과 bainite 0.01%, martensite 99.99%로 측정 값과 계산 값이 유사한 결과를 보였다. 2 층 열영향부에서는 EBSD 측정 결과 ferrite 13.8%, bainite 9.4%, martensite 76.8%가 측정되었으며, JMatPro 계산 결과 bainite 2.36%, martensite 97.64%가 계산되었다. 이는 JMatPro 계산 결과에서 ferrite 분율이 계산되지 않아 발생하는 오류로 볼 수 있다. 결과적으로 적층 공정에서 발생하는 상분율 변화를 시뮬레이션하여 EBSD 측정 결과와 비교함으로써 상분율 변환 프로세스에 대한 깊은 통찰력을 제공할 수 있었다.

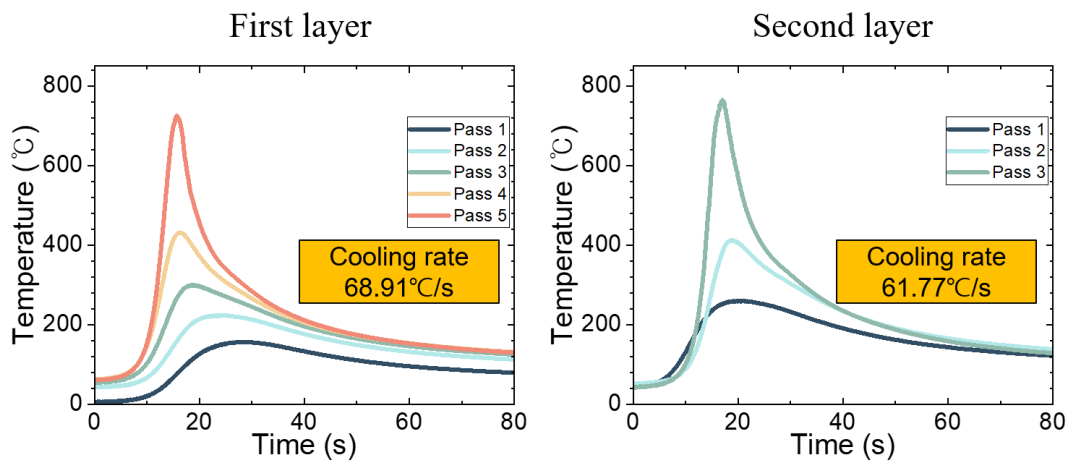


Fig. 4.15 Calculated cooling rate based on thermal histories of HAZ

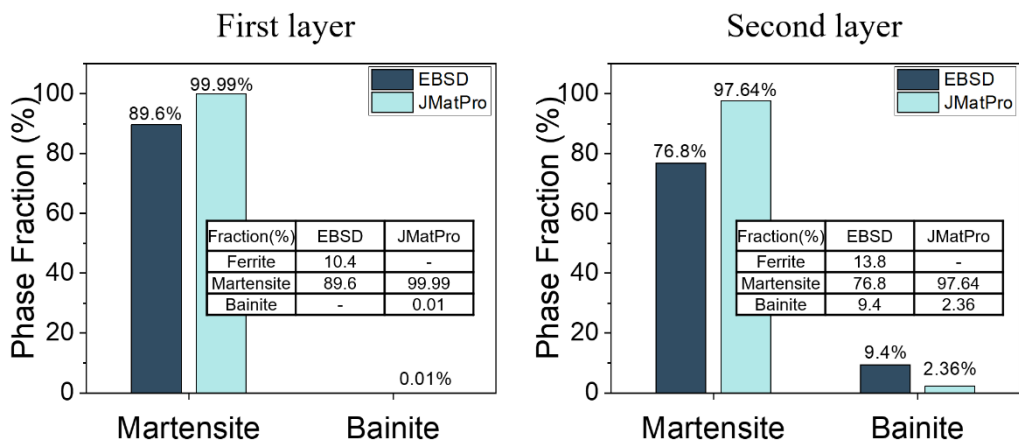


Fig. 4.16 Comparison of measured phase fraction by EBSD and calculated by JMatPro

4.3 미세구조 상분율의 변화가 기계적 특성이 미치는 영향

본 연구의 주요 쟁점 중 하나는 이전 장에서 논의된 미세구조의 변화가 SA508 Gr.3 Cl.1 열영향부의 기계적 특성 변화에 직접적으로 영향을 미치는 방식과 관계를 조사하는 것이다. Fig. 4.17, 4.18 은 적층 제조 공정이 진행되는 동안 열영향부에서 발견되는 상분율의 변화와 경도 사이의 상관관계를 연구하기 위해, 적층된 각 시험편 열영향부의 경도 분포를 측정된 결과이다. 각 적층 시험편의 열영향부 경도 측정 결과, 1 층 적층 시험편은 평균 $395.8 \pm 2.4 \text{Hv}$, 2 층 적층 시험편은 $365.1 \pm 2.7 \text{Hv}$, 3 층 적층 시험편은 $320.9 \pm 2.1 \text{Hv}$ 로 측정되었다.

이렇게 경도가 감소하는 경향은 용접 중에 발생하는 미세구조의 변화로 설명할 수 있다. 열영향부의 경도를 측정하는 실험식은 다음과 같다[102,141].

$$H_{v_F} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log V_r \dots\dots\dots(\text{식 4.4})$$

$$H_{v_B} = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \log V_r \dots\dots\dots(\text{식 4.5})$$

$$H_{v_M} = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log V_r \dots\dots\dots(\text{식 4.6})$$

여기서 H_{v_F} , H_{v_B} , H_{v_M} 은 ferrite, bainite, martensite 의 경도 값을 나타내며, 각 원소는 wt%로 한다. V_r 은 700 도에서의 냉각속도이다. 이 실험식을 통해 각 상의 경도 값을 계산할 수 있으며, 열영향부를 구성하는 상의 비율에 따라 다음의 수식을 통해 경도를 계산할 수 있다.

$$Hv_{calculated} = Hv_F VF_F + Hv_M VF_M + Hv_B VF_B \dots\dots\dots(\text{식 } 4.7)$$

여기서 VF_F , VF_B , VF_M 은 ferrite, bainite, martensite 의 분율이다. 위의 식에 SA508 의 화학 조성비와 EBSD 를 통해 측정한 Fig. 4.13 에 나타낸 상분율을 대입하여 계산한 결과를 Table. 4.3 에 나타내었다.

Table 4.3 Comparison of calculated and measured hardness values[105]

Layer No.	Hv_F	Hv_M	Hv_B	$Hv_{calculated}$	$Hv_{measured}$	$Hv_{JMatPro}$
First layer	201.49 Hv	433.83 Hv	301.95 Hv	409.67 Hv	395.8±2.4 Hv	442.15 Hv
Second layer	200.04 Hv	433.93 Hv	302.11 Hv	389.26 Hv	365.1±2.7 Hv	437.14 Hv
Third layer	200.07 Hv	433.98 Hv	302.21 Hv	344.45 Hv	320.9±2.1 Hv	425.05 Hv

실험식을 통해 계산된 Hv 와 실제로 측정된 Hv 측정 값은 1 층 적층 시험편 열영향부에서 4.2%, 2 층 열영향부에서 7.4%, 3 층에서 8.4%의 오차를 보였다. 반면 JMatPro 에서 계산된 경도 값은 저층 제조 공정이 진행됨에 따라 10.5%, 16.5%, 24.5% 오차를 보이며 점차 차이가 벌어지는 경향을 보인다. 이는 JMatPro 상분율 계산에서는 ferrite 가 측정되지 않기 때문에 상대적으로 경도 값이 높은 bainite 와 martensite 분율이 높게 계산되고 적층 제조 공정이 진행됨에 따라 ferrite 분율이 점차 증가하기 때문이다.

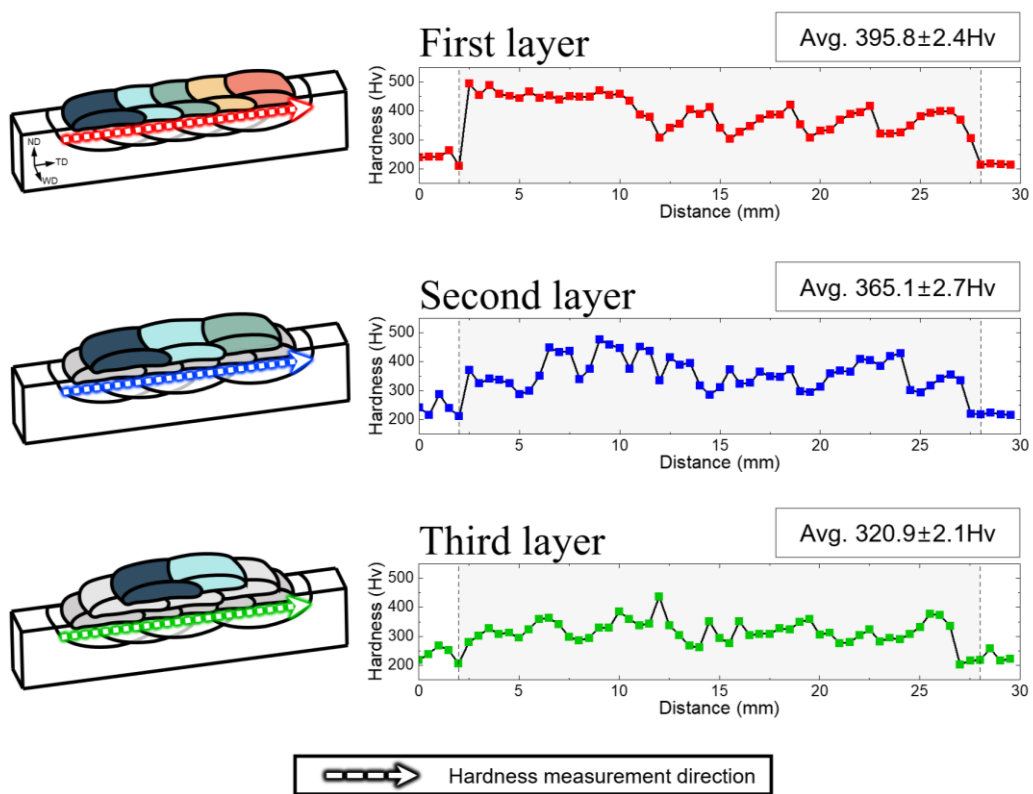


Fig. 4.17 Change of hardness distribution during WAAM process[105]

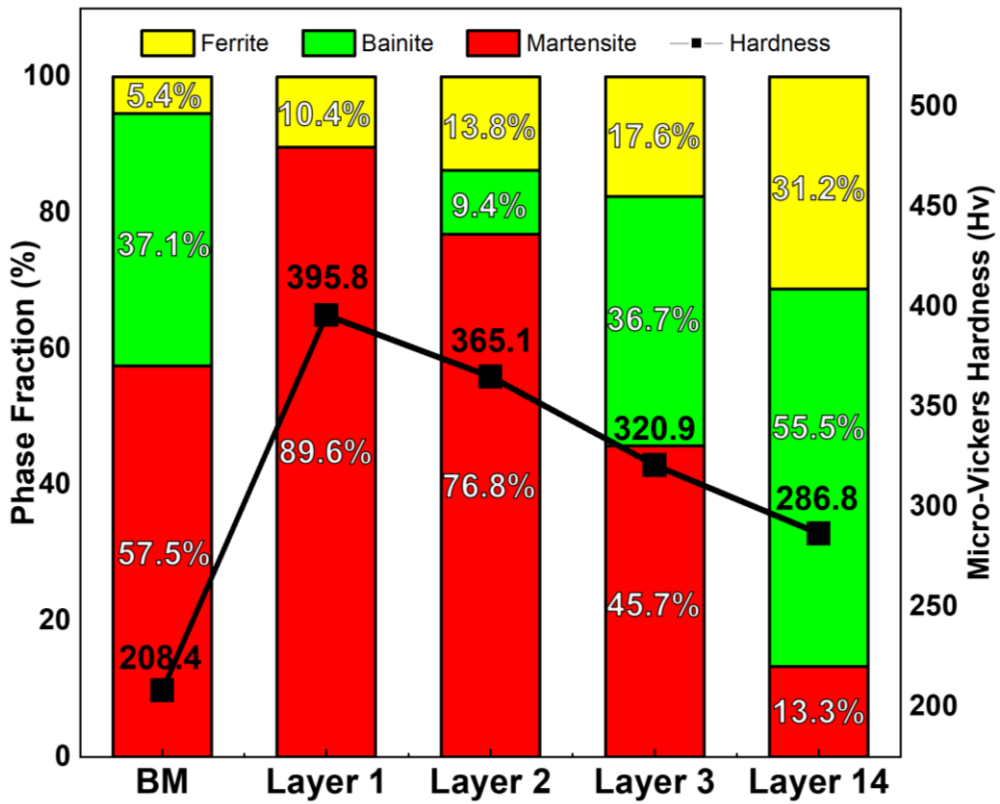


Fig. 4.18 Hardness distribution and phase fraction of SA508 HAZ in WAAM process[105]

5. 결론

Alloy 52M 을 SA508 Gr.3 Cl.1 에 적층 제조할 경우, 열영향부의 미세구조 및 기계적 특성은 적층 제조 공정에서 생성된 반복되는 용접 입열로 인해 표준화된 열처리와 유사한 템퍼링 효과를 유발하고 관련된 국제 코드 및 표준을 충족시킬 수 있으며, PWHT 공정을 대체할 수 있다. 이 과정에서 발생하는 미세구조 및 기계적 성질 변화의 메커니즘을 연구하기 위해 다층 용접 적층 시험편을 도입했으며, 적층 단계에 따른 변화를 비교하며 연구를 진행했다. 연구를 통해 얻은 주요 결과는 아래와 같다.

1. 와이어-아크 적층 제조 공정을 통해 만들어진 가압경수로 1 차 냉각계통 관통관 용접부는 추가적인 용접후열처리 공정 없이 우수한 기계적 물성을 구현하며 공정 간소화를 통한 효과적인 작업성을 보였다.

2. 와이어-아크 적층 제조가 진행되며 열영향부의 상분율 변화는 기계적 성질의 변화, 특히 경도 변화에 직접적으로 영향을 미쳤다. 14 층 146 패스의 용접 비드 적층이 누적되며 열영향부의 martensite 분율은 57.5%에서 13.3%로 대폭 감소했고 bainite 는 37.1%에서 55.5%, polygonal ferrite 분율은 5.4%에서 31.2%로 증가했다. 열영향부 평균 경도 값은 286.8Hv 로 ISO 15614-1 에서 요구되는 380Hv 보다 약 24% 낮은 값으로 측정되어 관련 표준을 충족시켰다.

3. 와이어-아크 적층 제조가 진행되며 발생하는 상분율의 변화와 기계적 특성의 상관관계를 규명하기 위해 1 층, 2 층, 3 층 적층 시험편을 각각 제작하여 분석하였다. 먼저 1 층 적층 용접 후 열영향부의 미세구조는 martensite 단상으로

나타났으며 열영향부의 평균 경도는 395.8Hv 로 측정되었다. 2 층 적층 용접 후 미세구조는 martensite 가 12.8% 감소하고 bainite 는 9.4% 증가했으며 평균 경도는 365.1Hv 로 소폭 감소했다. 3 층 적층 용접 후 열영향부 미세구조는 martensite 45.7%, bainite 36.7%, polygonal ferrite 17.6%로 martensite 는 1 층 대비 44%가량 감소했으며 bainite 는 36.7%, polygonal ferrite 는 12.6% 증가했고, 열영향부의 평균 경도는 320.9Hv 로 1 층 적층 대비 약 19% 감소한 결과를 보였다. 각 적층 시험편을 비교했을 때, martensite 의 감소와 bainite, polygonal ferrite 의 증가는 경도 감소의 직접적인 원인으로 작용했음이 확인되었고, 이는 와이어-아크 적층 제조 공정이 발생시키는 반복되는 용접 입열이 용접후열처리와 유사한 템퍼링 효과를 나타낸 것으로 볼 수 있다.

본 연구를 통해 가압경수로 유지 및 보수 용접에 사용되는 와이어-아크 적층 제조 공정에서의 템퍼비드 용접법 적용은 PWHT 를 대체할 수 있는 템퍼링 효과를 발생시킬 수 있다는 것이 확인되었으며, 원자력 발전과 관련된 ASME 코드와 ISO 표준을 충족시킴으로써 원자력 발전 산업에서 정비 공정에 적용되는데 어려움이 없음이 입증되었다. 원자력 발전소의 수요가 다시 증가하고 기존 원자력 발전소들의 지속적인 운전으로 인해 원자력 발전소 수명 연장과 유지 보수에 대한 연구가 요구될 것으로 전망된다. 본 연구를 통해 규명된 와이어-아크 적층 제조 공정에서의 템퍼링 효과는 안전하고 효율적인 원자력 발전소 유지 보수의 방안으로 활용될 수 있을 것으로 기대된다.

Reference

- [1] International Energy Agency, Net Zero by 2050: A Roadmap for the Global Energy Sector, 2021.
- [2] Global nuclear energy, n.d.
- [3] Government of Republic of Korea, 새정부 에너지정책 방향(Energy Policy Direction of the New Government), (2022).
- [4] M. Korea, 제 10 차 전력수급기본계획 주요 내용, (2023) 11.
- [5] 산업통상자원부한국수력원자력(주), 2022 원자력발전 백서, 산업통상자원부, 한국수력원자력(주), 2022.
- [6] Google, Moving toward 24x7 Carbon-Free Energy at Google Data Centers: Progress and Insights, (2018).
- [7] N. Hausman, The State of 24/7 Carbon-free Energy: Recent Progress and What to Watch, World Resour. Inst. (2023). <https://www.wri.org/insights/247-carbon-free-energy-progress>.
- [8] G. Miller, Beyond 100 % renewable: Policy and practical pathways to 24/7 renewable energy procurement, Electr. J. 33 (2020) 106695. <https://doi.org/10.1016/j.tej.2019.106695>.
- [9] NINA JABŁOŃSKA, Analysing the effects of 24 / 7 Carbon-free Energy procurement strategies on the electricity system, 2023.
- [10] M. Texier, Making low-carbon energy available 24/7, (2022). <https://journals.openedition.org/factsreports/6910>.
- [11] J.W. Lee, E.J. Choi, M.J. Jeong, R.C. Moragriega, P.G. Zaragoza, S.W. Kim, Optimal sourcing strategy for enterprises to achieve 100% renewable energy, Energy Reports. 8 (2022) 14865–14874. <https://doi.org/10.1016/j.egy.2022.10.443>.
- [12] H. Ohta, B. Barrett, Politics of climate change and energy policy in Japan: Is green transformation likely?, Earth Syst. Gov. 17 (2023) 100187. <https://doi.org/10.1016/j.esg.2023.100187>.
- [13] T. OTSUKI, R. KOMIYAMA, Y. FUJII, H. NAKAMURA, Temporally detailed modeling and analysis of global net zero energy systems focusing on variable renewable energy, Energy Clim. Chang. 4 (2023) 100108. <https://doi.org/10.1016/j.egycc.2023.100108>.
- [14] 장연재, 공지영, 국제 신재생에너지 정책변화 및 시장분석, n.d.
- [15] 한국수력원자력, 열린원전운영정보 - 일반현황, (n.d.). https://npp.khnp.co.kr/index.khnp?menuCd=DOM_000000102002001001.
- [16] S.S. Hwang, Review of PWSCC and mitigation management strategies of Alloy 600 materials of PWRs, J. Nucl. Mater. 443 (2013) 321–330. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.07.032>.
- [17] H.S. Cho, I.K. Park, K.W. Jung, A Study on optimization of welding process parameters for J-Groove dissimilar metal weld repair of pressurizer heater sleeve in nuclear power plants, J. Weld. Join. 33 (2015) 87–93. <https://doi.org/10.5781/jwj.2015.33.1.87>.
- [18] C. King, Generic Guidance for Alloy 600 Management (MRP-126), 2004. <https://www.epri.com/research/products/1009561>.
- [19] A. Naserbegi, M. Aghaie, S. Yadollahpour, K. Sadeghi, F. Farshbaf, Economic evaluation of hydrogen production in second and third units of Bushehr nuclear power plant regarding future need of nuclear fission technology, Nucl. Eng. Des. 415 (2023) 112683. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2023.112683>.
- [20] D.K. Vogt, Nuclear Fission Reactors: Boiling Water and Pressurized Water Reactors, in: C.J.B.T.-E. of E. Cleveland (Ed.), Elsevier, New York, 2004: pp. 333–340. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B0-12-176480-X/00302-8>.

- [21] O. Felix Orikpete, D. Raphael Ejike Ewim, J. Musa Egieya, Nuclear fission technology in Africa: Assessing challenges and opportunities for future development, *Nucl. Eng. Des.* 413 (2023) 112568. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2023.112568>.
- [22] Andrea Galindo, What is Nuclear Energy? The Science of Nuclear Power, IAEA. (2022). <https://www.iaea.org/newscenter/news/what-is-nuclear-energy-the-science-of-nuclear-power>.
- [23] 한전원자력연료, 원자력발전의 역사, (n.d.). <https://www.knfc.co.kr/board?menuId=MENU00607&siteId=null>.
- [24] World Nuclear Association, World Nuclear Performance Report 2022, n.d. <http://world-nuclear.org/getmedia/b9d08b97-53f9-4450-92ff-945ced6d5471/world-nuclear-performance-report-2016.pdf.aspx>.
- [25] 한국전력기술, OPR1000 계통도, (n.d.). <https://www.kepco-enc.com/portal/contents.do?key=1239>.
- [26] 한국원자력산업회의, 원자력발전시스템, 2011.
- [27] J. Riznic, 1 - Introduction to steam generators—from Heron of Alexandria to nuclear power plants: Brief history and literature survey, in: J.B.T.-S.G. for N.P.P. Riznic (Ed.), Woodhead Publishing, 2017: pp. 3–33. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100894-2.00001-7>.
- [28] 홍준화, 원자력 재료, 한스하우스, 2012.
- [29] GE Hitachi Nuclear Energy, Large boiling water reactors, GE Hitachi Nucl. Energy. (n.d.). <https://www.gevernova.com/nuclear/carbon-free-power/large-reactors>.
- [30] U.S.NRC, Typical design concept of a commercial BWR, U.S.NRC. (2023). <https://www.nrc.gov/reactors/power/bwrs.html>.
- [31] U.S.NRC, Boiling Water Reactors, (2023) 1. <https://www.nrc.gov/reactors/power/bwrs.html>.
- [32] 한국전력기술, 중수로, 한국전력기술. (n.d.). <https://www.kepco-enc.com/portal/contents.do?key=1242>.
- [33] World Nuclear Association, Pocket Guide Reactors, 2021.
- [34] 한국원자력연구소, 일체형원자로(SMART) 기본설계 보고서, 2002.
- [35] 에너지경제연구원, World Nuclear Power Market Insight, 2023.
- [36] 한국전력기술, 소듐냉각고속로(SFR), 한국전력기술. (n.d.). <https://www.kepco-enc.com/portal/contents.do?key=1247>.
- [37] IEA, CO2 Emissions in 2022, 2023. <https://doi.org/10.1787/12ad1e1a-en>.
- [38] L.A. Greene, United nations framework convention on climate change, *Environ. Health Perspect.* 108 (2000). <https://doi.org/10.35935/edr/31.2513>.
- [39] Executive Order on Catalyzing Clean Energy Industries and Jobs Through Federal Sustainability, THE WHITE HOUSE. (2021). <https://www.whitehouse.gov/briefing-room/presidential-actions/2021/12/08/executive-order-on-catalyzing-clean-energy-industries-and-jobs-through-federal-sustainability/>.
- [40] F. Zimmermann, D. Keles, State or market: Investments in new nuclear power plants in France and their domestic and cross-border effects, *Energy Policy.* 173 (2023) 113403. <https://doi.org/10.1016/j.enpol.2022.113403>.
- [41] J. Kucharski, H. Unesaki, Japan’s 2014 Strategic Energy Plan: A Planned Energy System Transition, *SSRN Electron. J.* 2017 (2018). <https://doi.org/10.2139/ssrn.3093684>.
- [42] GX 実現に向けた基本方針 ~今後 10 年を見据えたロードマップ~, (2022) 2003–2005.

- [43] L. Yongkwan, Current status and direction of the development of nuclear power technology, 한국에너지공학회 2007년도 추계 학술발표회(초록집). (2007) 136–140.
<http://www.dbpia.co.kr/Journal/ArticleDetail/NODE00919248>.
- [44] 김민지, 국내 원자력발전소 운영 현황, 연합뉴스. (2022).
<https://www.yna.co.kr/view/GYH20221209000900044>.
- [45] 한국수력원자력, 원자력발전소 현황, 한국수력원자력. (2022).
https://npp.khnp.co.kr/index.khnp?menuCd=DOM_000000102002001001.
- [46] N. Schunck, D. Regnier, Theory of nuclear fission, Prog. Part. Nucl. Phys. 125 (2022) 103963. <https://doi.org/10.1016/j.pnpnp.2022.103963>.
- [47] U.S.NRC, Control rod, U.S.NRC. (2021). <https://www.nrc.gov/reading-rm/basic-ref/glossary/control-rod.html>.
- [48] Processing of Nuclear Power Plant Waste Streams Containing Boric Acid, INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY, Vienna, n.d.
<https://www.iaea.org/publications/5561/processing-of-nuclear-power-plant-waste-streams-containing-boric-acid>.
- [49] Y. Li, B. Qin, H. Bo, Static performance of capacitance control rod position sensor: A review, Prog. Nucl. Energy. 161 (2023) 104719.
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2023.104719>.
- [50] Controlling Fission, McMaster Univ. (n.d.). <https://nuclear.mcmaster.ca/resources/how-does-it-work-2/controlling-fission/>.
- [51] NRC, Davis-Besse Reactor Pressure Vessel Head Degradation Davis-Besse Reactor Pressure Vessel Head Degradation : Overview, (n.d.) 1–12.
- [52] Y.S. Lim, J.H. Suh, I.H. Kuk, J.S. Kim, Microscopic investigation of sensitized Ni-base Alloy 600 after laser surface melting, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 28 (1997) 1223–1231. <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0288-y>.
- [53] P.M. Scott, An overview of materials degradation by stress corrosion in PWRs, EUROCORR 2004 - Eur. Corros. Conf. Long Term Predict. Model. Corros. (2004) 1–18.
<https://doi.org/10.1201/9781439824085.pt1>.
- [54] W. Bamford, J. Hall, A Review of Alloy 600 Cracking in Operating Nuclear Plants Including Alloy 82 and 182 Weld Behavior, in: 12th Int. Conf. Nucl. Eng. Vol. 1, ASMEDC, 2004: pp. 131–139. <https://doi.org/10.1115/ICONE12-49520>.
- [55] U.S. Nuclear Regulatory Commission (NRC), Managing PWSCC in Butt Welds by Mitigation and Inspection. NUREG/CR-7187 PNNL-23659, (2014) 237.
<http://pbadupws.nrc.gov/docs/ML1432/ML14329A085.pdf>.
- [56] J.S. Kim, J.S. Kim, J.Y. Jeon, Y.J. Kim, PWSCC Growth Assessment Model Considering Stress Triaxiality Factor for Primary Alloy 600 Components, Nucl. Eng. Technol. 48 (2016) 1036–1046. <https://doi.org/10.1016/j.net.2016.03.003>.
- [57] L. Calabrese, E. Proverbio, A Review on the Applications of Acoustic Emission Technique in the Study of Stress Corrosion Cracking, Corros. Mater. Degrad. 2 (2020) 1–33.
<https://doi.org/10.3390/cmd2010001>.
- [58] B.M. Gordon, Corrosion and corrosion control in light water reactors, Jom. 65 (2013) 1043–1056. <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0658-4>.
- [59] P. Hernalsteen, PWSCC in the tube expansion zone - an overview, Nucl. Eng. Des. 143 (1993) 131–142. [https://doi.org/10.1016/0029-5493\(93\)90217-W](https://doi.org/10.1016/0029-5493(93)90217-W).
- [60] M.M. Hall, Interacting sensitivities of alloy 600 PWSCC to stress intensity factor, yield stress, temperature, carbon concentration, and crack growth orientation Alloy 600, Corros. Sci. 125 (2017) 152–165. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.06.014>.
- [61] P. Scott, P. Combrade, P. Ford, Environmentally-Assisted Degradation of Nickel-Base Alloys in LWRs, Adv. Nucl. Technol. Int. (2011) 1–37.

- [62] T.M. Ahn, Long-term initiation time for stress -corrosion cracking of alloy 600 with implications in stainless steel: Review and analysis for nuclear application, *Prog. Nucl. Energy*. 137 (2021) 103760. <https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2021.103760>.
- [63] K. Wu, F. Briffod, K. Ito, I. Shinozaki, P. Chivavibul, M. Enoki, In-Situ Observation and Acoustic Emission Monitoring of the Initiation-to-Propagation Transition of Stress Corrosion Cracking in SUS420J2 Stainless Steel, *Mater. Trans.* 60 (2019) 2151–2159. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-MAW2019004>.
- [64] EPRI, Materials Reliability Program (MRP) Crack Growth Rates for Evaluating Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC) of Thick-Wall Alloy 600 Materials (MRP-55) Revision 1, 2002. <https://www.epri.com/research/products/1006695>.
- [65] F. Leonard, Study of Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in High Temperature High Pressure Water, Dr. Thesis. (2010) 1–276. https://www.researchgate.net/publication/260137653_Study_of_stress_corrosion_cracking_of_alloy_600_in_high_temperature_high_pressure_water.
- [66] R.B. Rebak, Z. Szklarska-Smialowska, The mechanism of stress corrosion cracking of alloy 600 in high temperature water, *Corros. Sci.* 38 (1996) 971–988. [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(96\)00183-7](https://doi.org/10.1016/0010-938X(96)00183-7).
- [67] F.P. Ford, 3 Mechanisms of environmentally-assisted cracking, *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 40 (1989) 343–362. [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(89\)90097-5](https://doi.org/10.1016/0308-0161(89)90097-5).
- [68] S. Nuthalapati, K.E. Kee, S.R. Pedapati, K. Jumbri, A review of chloride induced stress corrosion cracking characterization in austenitic stainless steels using acoustic emission technique, *Nucl. Eng. Technol.* (2023). <https://doi.org/10.1016/j.net.2023.11.005>.
- [69] H.L. Logan, Film-rupture mechanism of stress corrosion, *J. Res. Natl. Bur. Stand.* (1934). 48 (1952) 99. <https://doi.org/10.6028/jres.048.013>.
- [70] J. Woodtli, R. Kieselbach, Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking, *Eng. Fail. Anal.* 7 (2000) 427–450. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1350-6307\(99\)00033-3](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1350-6307(99)00033-3).
- [71] P.M. Scott, M. Le Calver, Some possible mechanisms of intergranular stress corrosion cracking of Alloy 600 in PWR primary water, Minerals, Metals ampersand Materials Society, United States, 1993. http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:25067219.
- [72] P. Laghoutaris, J. Chêne, C. Guerre, O. Raquet, M. Sennour, R. Molins, F. Vaillant, P. Scott, Contribution to understanding of stress corrosion cracking of Alloy 600 in PWR primary water, *Energy Mater.* 3 (2008) 119–125. <https://doi.org/10.1179/174892408X394236>.
- [73] 원자력시스템/경수로/1차 냉각재배관, 가압기 및 냉각재펌프 재료, 한국원자력연구원. (2015). <https://mdportal.kaeri.re.kr/posts/d20150028/>.
- [74] IAEA, IAEA Nuclear Energy Series Stress Corrosion Cracking in Light Water Reactors : Good Practices and Lessons Learned, Int. At. Energy Agency. (2011).
- [75] 한국원자력안전기술원, 한울 3호기 계획예방정비 중 원자로냉각재계통 시료채취 배관 연결부 관통결함 발견, 2016.
- [76] 한국원자력연구원, Alloy 690 부식손상 관련 국내외 기술현황 분석보고서, 2011.
- [77] 조홍석, 레이저 클래딩 및 초음파 나노표면개질을 이용한 원자로 노즐 이종금속 용접부 예방정비기술에 관한 연구, 서울과학기술대학교, 2016. <https://www.riss.kr/link?id=T13992870>.
- [78] A.E. Scherer, N.R. Affairs, S. Clemente, A. Edward Scherer Manager of Nuclear Regulatory Affairs, (2003).
- [79] FRAMATOME, Half Nozzle Repair, (n.d.).

- [80] H. Varjonen, IAEA-TECDOC-1852, (2018).
- [81] FRAMATOME, Arkansas Nuclear One , Unit 2 Relief Request for Half-Nozzle Repair of RVCH Penetration, 2022.
- [82] Y.Z. Kim, K.W. Jung, K.M. Choi, D.C. Choi, S.B. Cho, Study on Optimal Welding Processes of Half Nozzle Repair on Small Bore Piping Welds in Reactor Coolant System, *Trans. Korean Soc. Press. Vessel. Pip.* (2018) 58–65.
<https://doi.org/10.20466/KPVP.2018.14.1.058>.
- [83] H. Varjonen, *Dissimilar Metal Weld Inspection, Monitoring and Repair Approaches*, INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY, Vienna, 2018.
<https://www.iaea.org/publications/13387/dissimilar-metal-weld-inspection-monitoring-and-repair-approaches>.
- [84] S.L. McCracken, R.E. Smith, Evaluation of Filler Metal 52M (ERNiCrFe-7A) Hot Cracking When Welding on Cast Austenitic Stainless Steel Base Materials, in: Vol. 6 *Mater. Fabr. Parts A B*, ASMEDC, 2011: pp. 407–420. <https://doi.org/10.1115/PVP2011-57703>.
- [85] S.L. McCracken, R.E. Smith, D. Barborak, Validity of Hardness Criteria to Demonstrate Acceptable Temper Bead HAZ Impact Properties for Nuclear Power Applications, in: Vol. 6B *Mater. Fabr.*, American Society of Mechanical Engineers, 2013.
<https://doi.org/10.1115/PVP2013-97793>.
- [86] S.L. McCracken, B. Sutton, Qualification of Temper Bead Welding by an Alternative Hardness Testing Approach, in: Vol. 6B *Mater. Fabr.*, American Society of Mechanical Engineers, 2015. <https://doi.org/10.1115/PVP2015-45663>.
- [87] The American Society of Mechanical Engineers, ASME BPVC Section IX-Welding, Brazing, and Fusing Qualifications, 2017. <https://www.asme.org/codes-standards/find-codes-standards/bpvc-ix-bpvc-section-ix-welding-brazing-fusing-qualifications/2017/print-book>.
- [88] The American Society of Mechanical Engineers, ASME BPVC code case N-638-4, 2006.
- [89] A.S. Aloraier, R.N. Ibrahim, J. Ghajel, Eliminating post-weld heat treatment in repair welding by temper bead technique: Role bead sequence in metallurgical changes, *J. Mater. Process. Technol.* 153–154 (2004) 392–400.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.383>.
- [90] W.J. Sperko, Exploring temper bead welding, *Weld. J.* (Miami, Fla). 84 (2005) 37–40.
- [91] H. Murakami, S. Okano, M. Kameyama, T. Sera, M. Mochizuki, Numerical model of multi-pass repair process by temper bead welding, *Yosetsu Gakkai Ronbunshu/Quarterly J. Japan Weld. Soc.* 31 (2013). <https://doi.org/10.2207/qjwjs.31.143s>.
- [92] D. Abson, A. Barnes, S. Raghunathan, S. Jones, R.-R. Plc, *Temper Bead Qualification Hardness Acceptance Criteria*, 2013.
- [93] J.S. Graduate, *Temper Bead Welding for Dissimilar Metal Welds and Overlays Dissertation*, 2019.
- [94] L. Dong, Q. Peng, E.H. Han, W. Ke, L. Wang, Microstructure and intergranular stress corrosion cracking susceptibility of a SA508-52M-316L dissimilar metal weld joint in primary water, *J. Mater. Sci. Technol.* 34 (2018) 1281–1292.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.11.051>.
- [95] L. Dong, Y. Zhang, Y. Han, Q. Peng, E.H. Han, Environmentally assisted cracking in the fusion boundary region of a SA508-Alloy 52M dissimilar weld joint in simulated primary pressurized water reactor environments, *Corros. Sci.* 190 (2021).
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109668>.
- [96] C. Lu, Y. He, Z. Gao, J. Yang, W. Jin, Z. Xie, Microstructural evolution and mechanical characterization for the A508–3 steel before and after phase transition, *J. Nucl. Mater.* 495 (2017) 103–110. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.08.013>.
- [97] C. Lu, Y. He, J. Yang, W. Zheng, Z. Xie, Z. Gao, An investigation of phase transition on the

- microstructural characteristic and creep behavior for the SA508 Gr.3 steel used for nuclear reactor pressure vessels, *Mater. Sci. Eng. A.* 711 (2018) 659–669.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.073>.
- [98] H. Ming, Z. Zhang, J. Wang, E.H. Han, Microstructure of a domestically fabricated dissimilar metal weld joint (SA508-52M-309L-CF8A) in nuclear power plant, *Mater. Charact.* 148 (2019) 100–115. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.12.011>.
- [99] H. Ming, Z. Zhang, J. Wang, E.H. Han, W. Ke, Microstructural characterization of an SA508-309L/308L-316L domestic dissimilar metal welded safe-end joint, *Mater. Charact.* 97 (2014) 101–115. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.08.023>.
- [100] H. Ming, Z. Zhang, J. Wang, E.H. Han, P. Wang, Z. Sun, Microstructure of a safe-end dissimilar metal weld joint (SA508-52-316L) prepared by narrow-gap GTAW, *Mater. Charact.* 123 (2017) 233–243. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.029>.
- [101] H. Ming, R. Zhu, Z. Zhang, J. Wang, E.H. Han, W. Ke, M. Su, Microstructure, local mechanical properties and stress corrosion cracking susceptibility of an SA508-52M-316LN safe-end dissimilar metal weld joint by GTAW, *Mater. Sci. Eng. A.* 669 (2016) 279–290.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.101>.
- [102] Y.L. Sun, C.J. Hamelin, A.N. Vasileiou, Q. Xiong, T.F. Flint, G. Obasi, J.A. Francis, M.C. Smith, Effects of dilution on the hardness and residual stresses in multipass steel weldments, *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 187 (2020) 104154.
<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2020.104154>.
- [103] Y.L. Sun, G. Obasi, C.J. Hamelin, A.N. Vasileiou, T.F. Flint, J. Balakrishnan, M.C. Smith, J.A. Francis, Effects of dilution on alloy content and microstructure in multi-pass steel welds, *J. Mater. Process. Technol.* 265 (2019) 71–86.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.09.037>.
- [104] ASME, ASME boiler and pressure vessel code. II materials part D, (2015) 5671.
<https://www.pdfdrive.com/2015-asme-boiler-and-pressure-vessel-code-section-ii-materials-e158155985.html>.
- [105] J. Kim, J.H. Kim, J. Park, S. Baek, N. Ma, S.J. Lee, D. Kim, Continuous tempering effect induced PWHT alternative technology using wire arc additive manufacturing for application in replacing nuclear pressurized water reactor system repairing: CALPHAD, FEM simulation, and EBSD investigation, *J. Mater. Res. Technol.* 25 (2023) 2961–2988.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.092>.
- [106] GX51 올림푸스 금속정립현미경 솔루션, Olympus. (n.d.). <https://www.olympus-ims.com/ko/microscope/gx51/>.
- [107] NOVA NanoSEM 200, (n.d.). <https://oferta-badawcza.agh.edu.pl/equipment/nova-nanosem-200/>.
- [108] Electron Backscatter Diffraction, *Acad. Accel.* (n.d.). <https://academic-accelerator.com/encyclopedia/kr/electron-backscatter-diffraction>.
- [109] J. Goulden, P. Pinard, A. Gholinia, M. Kocun, R. Proksch, Characterization of Materials Properties by EBSD, EDS and AFM, *Microsc. Microanal.* 24 (2018) 594–595.
<https://doi.org/10.1017/s143192761800346x>.
- [110] Y. Guo, Y. Ma, X. Zhang, X. Qian, J. Li, Study on residual stress distribution of 2024-T3 and 7075-T6 aluminum dissimilar friction stir welded joints, *Eng. Fail. Anal.* 118 (2020) 104911. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104911>.
- [111] F.J. Humphreys, Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction, *J. Mater. Sci.* 36 (2001) 3833–3854. <https://doi.org/10.1023/A:1017973432592>.
- [112] S.I. Lee, J. Lee, B. Hwang, Microstructure-based prediction of yield ratio and uniform elongation in high-strength bainitic steels using multiple linear regression analysis, *Mater. Sci. Eng. A.* 758 (2019) 56–59. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.113>.
- [113] V. Atreya, C. Bos, M.J. Santofimia, Understanding ferrite deformation caused by austenite

- to martensite transformation in dual phase steels, *Scr. Mater.* 202 (2021).
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114032>.
- [114] S.I. Wright, M.M. Nowell, EBSD image quality mapping, *Microsc. Microanal.* 12 (2006) 72–84. <https://doi.org/10.1017/S1431927606060090>.
- [115] S.I. Lee, T.W. Hong, B. Hwang, Microstructure characteristics and identification of low-carbon steels fabricated by controlled rolling and accelerated cooling processes, *Korean J. Mater. Res.* 27 (2017) 636–642. <https://doi.org/10.3740/MRSK.2017.27.11.636>.
- [116] P.R. Cha, J.Y. Kim, W.T. Kim, S.G. Kim, Phase field study on the austenite/ferrite transition in low carbon steel, *Mater. Manuf. Process.* 25 (2010) 106–110. <https://doi.org/10.1080/10426910903153166>.
- [117] M. Enomoto, H.I. Aaronson, Nucleation kinetics of proeutectoid ferrite at austenite grain boundaries in Fe-C-X alloys, *Metall. Trans. A.* 17 (1986) 1385–1397. <https://doi.org/10.1007/BF02650120>.
- [118] S. Lv, H.-H. Wu, K. Wang, J. Zhu, S. Wang, G. Wu, J. Gao, X.-S. Yang, X. Mao, The austenite to polygonal ferrite transformation in low-alloy steel: multi-phase-field simulation, *J. Mater. Res. Technol.* (2023) 116544. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.05.192>.
- [119] M. Militzer, R. Pandi, E.B. Hawbolt, Ferrite nucleation and growth during continuous cooling, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 27 (1996) 1547–1556. <https://doi.org/10.1007/BF02649814>.
- [120] D.J. Paraventi, W.C. Moshier, Interaction of Microstructure, Composition, and Cold Work on the Stress Corrosion Cracking of Alloy 82 Weld Metal, in: J.T. Busby, G. Ilievare, P.L. Andresen (Eds.), 15th Int. Conf. Environ. Degrad. Mater. Nucl. Power Syst. React., John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, Canada, 2012: pp. 1087–1101. <https://doi.org/10.1002/9781118456835.ch112>.
- [121] M.S. Baek, K.S. Kim, T.W. Park, J. Ham, K.A. Lee, Quantitative phase analysis of martensite-bainite steel using EBSD and its microstructure, tensile and high-cycle fatigue behaviors, *Mater. Sci. Eng. A.* 785 (2020) 139375. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139375>.
- [122] A. Kumar, S.B. Singh, K.K. Ray, Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 474 (2008) 270–282. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.007>.
- [123] L. Junkui, Y. Zhinan, M. Hua, C. Chen, Z. Fucheng, A medium-C martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and large ductility, *Scr. Mater.* 228 (2023) 115327. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2023.115327>.
- [124] L. Liang, W. Tong, J. Xu, X. Wang, X.M. Wang, Y. Zhao, W.Y. Wang, H.J. Wang, J. Tian, Q.C. Tian, L.M. Peng, Evidence for austenite to non-modulated martensite transformation crystallography and variant organization in Ni-Mn-Ga-Co ferromagnetic shape memory alloys, *Acta Mater.* 254 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.119022>.
- [125] I. Kuběna, S. Fintová, M. Jambor, M. Šmíd, TKD/EBSD and TEM analysis of microstructural changes ongoing in AISI 304L steel exposed to the cyclic loading, *Mater. Sci. Eng. A.* 872 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144943>.
- [126] H. Werner, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, *Geschichte Der Anorg. Chemie.* (2017) 148–161. <https://doi.org/10.1002/9783527693009.ch11>.
- [127] ChI-Scan for phase differentiation using combined simultaneously collected EDS and EBSD data, n.d. https://www.edax.com/-/media/ametekedax/files/integrated_technologies/application_notes/chiscan-for-phase-differentiation-using-combined-simultaneously-collected-eds-and-ebsd-data.pdf?dmc=1&la=en.
- [128] J. WU, P.J. WRAY, C.I. GARCIA, M. HUA, A.J. DEARDO, Image Quality Analysis: A New Method of Characterizing Microstructures, *ISIJ Int.* 45 (2005) 254–262.

- <https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.254>.
- [129] Y. Wang, J. Hua, M. Kong, Y. Zeng, J. Liu, Z. Liu, Quantitative analysis of martensite and bainite microstructures using electron backscatter diffraction, *Microsc. Res. Tech.* 79 (2016) 814–819. <https://doi.org/10.1002/jemt.22703>.
- [130] T. Furuhashi, K. Kobayashi, T. Maki, Control of Cementite Precipitation in Lath Martensite by Rapid Heating and Tempering, *ISIJ Int.* 44 (2004) 1937–1944. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1937>.
- [131] V.K. Euser, D.L. Williamson, K.D. Clarke, K.O. Findley, J.G. Speer, A.J. Clarke, Effects of Short-Time Tempering on Impact Toughness, Strength, and Phase Evolution of 4340 Steel Within the Tempered Martensite Embrittlement Regime, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 50 (2019) 3654–3662. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05271-4>.
- [132] V.K. Euser, A.J. Clarke, J.G. Speer, Rapid Tempering: Opportunities and Challenges, *J. Mater. Eng. Perform.* 29 (2020) 4155–4161. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04946-z>.
- [133] S. Kang, M. Kim, S.J. Lee, Density dependency of tempered martensite hardness in sintered carbon steel, *Mater. Trans.* 56 (2015) 1174–1178. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2015090>.
- [134] T. Frasn, C.C. Roth, D. Mohr, Fracture of high-strength armor steel under impact loading, *Int. J. Impact Eng.* 111 (2018) 147–164. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.09.009>.
- [135] M.T. Kazemi, H. Golsorkhtabar, M.H.A. Beygi, M. Gholamitabar, Fracture properties of steel fiber reinforced high strength concrete using work of fracture and size effect methods, *Constr. Build. Mater.* 142 (2017) 482–489. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.03.089>.
- [136] M. Sabzi, S.M. Dezfuli, Post weld heat treatment of hypereutectoid hadfield steel: Characterization and control of microstructure, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode of welding joint, *J. Manuf. Process.* 34 (2018) 313–328. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.06.009>.
- [137] K. Shibamura, Y. Nemoto, T. Hiraide, K. Suzuki, S. Sadamatsu, Y. Adachi, S. Aihara, A strategy to predict the fracture toughness of steels with a banded ferrite–pearlite structure based on the micromechanics of brittle fracture initiation, *Acta Mater.* 144 (2018) 386–399. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.046>.
- [138] T.J. Wu, S.L. Jeng, J.Y. Huang, The weld microstructure and mechanical properties of the Alloy 52 and its variants with applied electromagnetic stirring during welding, *Metals (Basel)*. 11 (2021) 1–12. <https://doi.org/10.3390/met11020351>.
- [139] X. Jiang, X. Di, C. Li, D. Wang, W. Hu, Improvement of mechanical properties and corrosion resistance for wire arc additive manufactured nickel alloy 690 by adding TiC particles, *J. Alloys Compd.* 928 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167198>.
- [140] S.L. Jeng, Y.H. Chang, The influence of Nb and Mo on the microstructure and mechanical properties of Ni-Cr-Fe GTAW welds, *Mater. Sci. Eng. A.* 555 (2012) 1–12. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.017>.
- [141] H. Zhou, Q. Zhang, B. Yi, J. Wang, Hardness prediction based on microstructure evolution and residual stress evaluation during high tensile thick plate butt welding, *Int. J. Nav. Archit. Ocean Eng.* 12 (2020) 146–156. <https://doi.org/10.1016/j.ijnaoe.2019.09.004>.
- [142] M. Calcagnotto, D. Ponge, E. Demir, D. Raabe, Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD, *Mater. Sci. Eng. A.* 527 (2010) 2738–2746. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.004>.
- [143] J.F. Derakhshan, M.H. Parsa, H.R. Jafarian, Microstructure and mechanical properties variations of pure aluminum subjected to one pass of ECAP-Conform process, *Mater. Sci. Eng. A.* 747 (2019) 120–129. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.058>.
- [144] L.P. Kubin, A. Mortensen, Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: A few critical issues, *Scr. Mater.* 48 (2003) 119–125.

- [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00335-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00335-4).
- [145] H. Colpaert, Equilibrium Phases and Constituents in the Fe–C System, *Metallogr. Microstruct. Anal.* 6 (2017) 443–457. <https://doi.org/10.1007/s13632-017-0383-4>.
- [146] T. Furuhashi, K. Kikumoto, H. Saito, T. Sekine, T. Ogawa, S. Morito, T. Maki, Phase Transformation from Fine-grained Austenite, *ISIJ Int.* 48 (2008) 1038–1045. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1038>.
- [147] R.A. Grange, The rapid heat treatment of steel, *Metall. Trans.* 2 (1971) 65–78. <https://doi.org/10.1007/BF02662639>.
- [148] S. Kang, S. Yoon, S.-J. Lee, Prediction of Bainite Start Temperature in Alloy Steels with Different Grain Sizes, *ISIJ Int.* 54 (2014) 997–999. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.997>.
- [149] S.J. Lee, K.S. Park, Prediction of martensite start temperature in alloy steels with different grain sizes, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 44 (2013) 3423–3427. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1798-4>.
- [150] E. Biro, J.R. McDermid, S. Vignier, Y. Norman Zhou, Decoupling of the softening processes during rapid tempering of a martensitic steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 615 (2014) 395–404. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.102>.
- [151] Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, Thermal Mechanisms of Grain Refinement in Steels: A Review, *Met. Mater. Int.* 27 (2021) 2078–2094. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00700-1>.