



저작자표시 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.
- 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.

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

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

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

[Disclaimer](#) 

공 학 석 사 학 위 논 문

해양플랜트용 460 MPa 급 후판강의 CGHAZ
조직변태기구 및 저온충격인성에 대한 연구

A study on microstructure transformation mechanism of
CGHAZ and low temperature impact toughness of
460 MPa grade steel plate for offshore platforms

울산대학교 대학원

첨단소재공학과

이 훈

해양플랜트용 460 MPa 급 후판강의 CGHAZ
조직변태기구 및 저온충격인성에 대한 연구

지도교수 신상용

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함




2021년 02월

울산대학교 대학원

첨단소재공학과

이 훈

이 훈의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 이 정 구 
심사위원 권 용 재 
심사위원 신 상 용 

울산대학교 대학원

2021 년 02 월

국문 요약

최근 북극권의 자원개발 심화로 최근 북극 지역에서의 자원 탐사 및 개발로 최저 영하 60°C의 저온 환경에서 운영되는 해양플랜트의 수요가 증가하고 있다. 극지에서 운영되는 해양플랜트의 구조용 강재는 저온환경에서의 유빙 충돌 및 심해저의 높은 압력을 견디기 위해 높은 항복강도와 우수한 저온충격인성을 갖추는 한편, 용접성을 위해 낮은 탄소당량이 요구된다. 또한 시설물의 효율적인 운용을 위해 시설물의 크기가 커져 더 두꺼운 두께의 강재를 사용을 요구하고 있다. 강재의 두께가 두꺼워질 수록 제조공정의 냉각공정에서 강의 표면부와 중심부 간의 온도 구배가 더 크게 형성되어, 두께 위치별로 미세조직이 달라져 물성의 편차가 발생할 수 있다. 그리고 모재의 물성이 우수하더라도 용접과정에서의 입열로 열영향부(HAZ, heat affected zone)가 형성되어 충격인성이 저하되는 문제가 있다. 특히 열영향부는 미세조직 제어가 어렵고, CGHAZ (Coarse grain HAZ)가 균열에 취약한 영역으로 작용하는 문제가 있는 것으로 알려져 있다. 실용접시 형성되는 열영향부 미세조직과 충격인성의 상관관계를 규명하는 연구가 중요함에도 불구하고, 선행된 연구는 강재 두께 50 mm 이하에 특정 열영향부 미세조직 모사 시험 위주로 이루어졌다. 따라서 두께 50 mm 를 초과하는 후판에서의 실용접시 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 규명하는 연구는 더 많이 필요하다. 본 연구에서는 두께 100 mm 항복강도 460 MPa 급의 TMCP 후판의 두께 위치 별 모재 미세조직과 7±2 kJ/cm 의 입열량으로 FCAW 한 열영향부 미세조직을 분석하여 두께 위치 별 미세조직 형성과정에 대해 고찰했다. 또한 선급 규정 상의 저온충격인성을 평가방법에 따라 -20, -40, -60°C에서 두께 위치 별, 용융선에서 각각 0, 2, 5 mm 떨어진 거리 별로 저온 샤르피 충격 시험하였다. 이를 통해서 열영향부 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 규명하고자 하였다.

목 차

1. 서론	1
1.1. 연구배경	1
1.2. 연구목적	3
2. 이론적 배경	4
2.1. HSLA(High strength low alloy) 강	4
2.2. TMCP (Thermo-mechanical control process)	8
2.2.1. TMCP 강의 개요.....	8
2.2.2. TMCP 의 특징 및 공정 원리	9
2.2.3. TMCP 강의 합금원소 영향.....	13
2.3. FCAW (Flux-cored arc welding) [9].....	16
2.4. 열영향부(HAZ, Heat affected zone) 미세조직.....	20
3. 실험 방법	24
3.1. 실험 재료	24
3.2. 용접부 형상.....	29
3.3. 용접 조건	30
3.4. 미세조직 분석.....	31
3.5. 경도 분석	32
3.6. 샤르피 충격 시험	32
4. 실험 결과	34

4.1. 모재 미세조직	34
4.2. 모재의 기계적 특성	40
4.3. 용접 시편 HAZ 미세조직	43
4.4. 용접 시편 경도시험 결과	48
4.5. 저온 샤르피 충격 시험 결과	50
5. 고찰	56
5.1. 모재 미세조직 형성에 미치는 강재 두께의 영향	56
5.2. 열영향부 미세조직에 미치는 강재 두께의 영향	64
5.3. 열영향부 미세조직과 저온충격인성의 상관관계	75
6. 결론	85

List of figures

FIGURE 2-1. THE DEVELOPMENT OF HSLA STEELS FROM 1940 TO 2000S [3].....	5
FIGURE 2-2. SCHEMATIC DIAGRAMS OF CONVENTIONAL PROCESS AND TMCP [1].....	9
FIGURE 2-3. CONCEPT OF MICROSTRUCTURE CONTROL BY TMCP [6]	12
FIGURE 2-4. NIOBIUM PRECIPITATIONS AT EACH STAGE OF TMCP AND THEIR EFFECTS ON THE REFINEMENT OF FERRITE GRAINS AND PRECIPITATION HARDENING [6].....	15
FIGURE 2-5. SCHEMATIC ILLUSTRATION OF THE FLUX CORED ARC WELD: (A) OVERALL PROCESS (B) WELDING AREA ENLARGED (C) ACTUALLY FCA WELDING.....	17
FIGURE 2-6. CLASSIFICATION OF HEAT AFFECTED ZONE BY TEMPERATURE [4].....	22
FIGURE 2-7. SCHEMATIC DIAGRAM OF A HEAT-AFFECTED MULTIPASS WELD[7].....	23
FIGURE 3-1. SCHEMATIC ILLUSTRATION OF THE FCAW WELDING SPECIMEN AND CHARPY V NOTCH IMPACT TEST SPECIMENS, WHICH MAKING NOTCHES FROM FUSION LINE 0 MM, 2 MM, 5MM, RESPECTIVELY	29
FIGURE 3-2. LOCATION OF CHARPY V-NOTCH IMPACT TEST PIECES FOR PLATE BUTT WELD [5]..	33
FIGURE 4-1. MICROSTRUCTURES OF BASE STEEL A, QUARTER THICKNESS AND CENTER THICKNESS, RESPECTIVELY.....	36
FIGURE 4-2. SEM IMAGES OF THE MICROSTRUCTURES OF BASE STEEL A, QUARTER THICKNESS (QT) AND CENTER THICKNESS (CT), RESPECTIVELY	37
FIGURE 4-3. EBSD ANALYSIS DATA OF A-STEEL AT QUARTER THICKNESS, WHICH ARE INVERSE POLE FIGURE MAP, GRAIN BOUNDARY MAP AND KERNEL AVERAGE MISORIENTATION, RESPECTIVELY	38

FIGURE 4-4. EBSD ANALYSIS DATA OF A-STEEL AT CENTER THICKNESS, WHICH ARE INVERSE POLE FIGURE MAP, GRAIN BOUNDARY MAP AND KERNEL AVERAGE MISORIENTATION, RESPECTIVELY.....	39
FIGURE 4-5. MACROGRAPH OF FCAWELDING SPECIMEN AT QUARTER THICKNESS AND CENTER THICKNESS	45
FIGURE 4-6. HAZ MICROSTRUCTURES OF QUARTER THICKNESS (FQ) AND CENTER THICKNESS (FC) WITH FAR FROM FUSION-LINE 0, 2, 5 MM, RESPECTIVELY	46
FIGURE 4-7. HARDNESS CONTOUR MAP OF FQ SPECIMEN (ABOVE) AND FC SPECIMEN (BELOW)	49
FIGURE 4-8. CHARPY ABSORBED ENERGY OF IMPACT SPECIMENS FAR FROM FUSION LINE (A) 0 MM, (B) 2 MM AND (C) 5 MM, WHICH WERE TESTED AT -20°C, -40°C AND -60°C.....	52
FIGURE 4-9. PHOTOGRAPHS OF CVN IMPACT SPECIMENS WHICH WERE TESTED AT -60°C.....	54
FIGURE 4-10. SEM IMAGES OF FRACTURE SURFACE OF CVN SPECIMENS WHICH WERE TESTED AT -60°C.....	55
FIGURE 5-1. ILLUSTRATION OF EFFECT FACTOR ON MICROSTRUCTURE AFTER CONTROL ROLLING AND DURING ACCELERATED CONTROL COOLING PROCESS.....	60
FIGURE 5-2. EBSD ANALYSIS RESULTS OF BASE STEEL A QT (A), (C), (E) AND CT (B), (D), (F), RESPECTIVELY. (A), (B) ARE INVERSE POLE FIGURE MAP (IPF MAP), (C), (D) ARE BOUNDARY MAP AND (E), (F) ARE KERNEL AVERAGE MISORIENTATION (KAM) MAP.....	61
FIGURE 5-3. MISORIENTATION ANGLE DISTRIBUTION (A), (B) AND GRAIN SIZE DISTRIBUTION (C), (E) OF STEEL A AT QUARTER THICKNESS (QT) (A), (C) AND CENTER THICKNESS (CT) (B), (D)	62
FIGURE 5-4. SCHEMATIC ILLUSTRATION OF MICROSTRUCTURE TRANSFORMATION MECHANISM OF STEEL A AT QT AND CT	63

FIGURE 5-5. EBSD ANALYSIS RESULTS OF FQ0 (A), (C), (E) AND FC0 (B), (D), (F), RESPECTIVELY. (A), (B) ARE INVERSE POLE FIGURE MAP (IPF MAP) AND (C), (D) ARE BOUNDARY MAP AND (E), (F) ARE KERNEL AVERAGE MISORIENTATION (KAM) MAP	68
FIGURE 5-6. EBSD ANALYSIS RESULTS OF FQ2 (A), (C), (E) AND FC2 (B), (D), (F), RESPECTIVELY. (A), (B) ARE INVERSE POLE FIGURE MAP (IPF MAP), (C), (D) ARE BOUNDARY MAP AND (E), (F) ARE KERNEL AVERAGE MISORIENTATION (KAM) MAP	69
FIGURE 5-7. EBSD ANALYSIS RESULTS OF FQ5 (A), (C), (E) AND FC5 (B), (D), (F), RESPECTIVELY. (A), (B) ARE INVERSE POLE FIGURE MAP (IPF MAP), (C), (D) ARE BOUNDARY MAP AND (E), (F) ARE KERNEL AVERAGE MISORIENTATION (KAM) MAP	70
FIGURE 5-8. MISORIENTATION DISTRIBUTION MAP OF (A) FQ0, (B) FC0 AND GRAIN SIZE DISTRIBUTION OF (C) FQ0, AND (D) FC0, RESPECTIVELY	71
FIGURE 5-9. GRAIN SIZE DISTRIBUTION OF (A) FQ2, (B) FQ5, (C) FC2, AND (D) FC5, RESPECTIVELY	72
FIGURE 5-10. KERNEL AVERAGE MISORIENTATION OF (A) FQ2, (B) FQ5, (C) FC2 AND (D) FC5, RESPECTIVELY.....	72
FIGURE 5-11. CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION DIAGRAM OF FQ0 (QUARTER THICKNESS) AND FC0 (CENTER THICKNESS) WITH AUSTENITIZATION PROCEDURE OF FQ0 AND FC0	73
FIGURE 5-12. CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION DIAGRAM OF FQ0 (QUARTER THICKNESS) AND FC0 (CENTER THICKNESS) WITH CGHAZ TRANSFORMATION MECHANISM OF FQ0 AND FC0	74
FIGURE 5-12. AVERAGE ABSORBED ENERGY OF F/L + 0, 2, 5 MM WITH THICKNESS. WHICH WERE TESTED AT -60°C.....	78
FIGURE 5-13. PHASE VOLUME FRACTION AND AVERAGE ABSORBED ENERGY OF FC SERIES SPECIMENS WHICH WERE TESTED AT -60°C.....	79

FIGURE 5-14. PHASE VOLUME FRACTION AND AVERAGE ABSORBED ENERGY OF FQ SERIES
SPECIMENS WHICH WERE TESTED AT -60°C..... 80

FIGURE 5-15. SEM IMAGES OF FRACTURE CROSS-SECTION OF FQ AND FC SERIES SPECIMEN,
WHICH WERE TESTED AT -60°C 81

FIGURE 5-16. COMBINE IPF MAP WITH GRAIN BOUNDARY MAP (A, C, E) AND KERNEL AVERAGE
MISORIENTATION MAP (B, D, F) OF FRACTURE CROSS SECTION OF FQ0 (A, D), FQ2 (C, D),
FQ5 (E, F)..... 82

FIGURE 5-17. COMBINE IPF MAP WITH GRAIN BOUNDARY MAP (A, C, E) AND KERNEL AVERAGE
MISORIENTATION MAP (B, D, F) OF FRACTURE CROSS SECTION OF FC0 (A, D), FC2 (C, D), FC5
(E, F)..... 83

List of tables

TABLE 2-1. CLASSIFICATION OF HEAT AFFECTED ZONE BY PEAK TEMPERATURE [4]	22
TABLE 3-1. CHEMICAL COMPOSITION OF THE THICK STEEL PLATE A.....	26
TABLE 3-2. TMCP CONDITION OF THE THICK STEEL PLATE A.....	26
TABLE 3-3. CHEMICAL COMPOSITION OF THE WELD METAL.....	26
TABLE 3-4. CHEMICAL COMPOSITION RANGE LIMITATION OF STEEL, WHICH ARE SORTED BY MANUFACTURING PROCESS AND GRADE IN KR-RULES [2].....	27
TABLE 3-5. THE LIMITATION RANGE OF THE CARBON EQUIVALENT (CEQ OR CET) AND THE WELD CRACK SUSCEPTIBILITY (PCM) IN KR-RULES [2]	28
TABLE 3-6. FCAW CONDITIONS.....	30
TABLE 4-1. PHASE VOLUME FRACTION OF BASE STEEL A AND AUSTENITE GRAIN SIZE(AGS) OF BASE STEEL A.....	36
TABLE 4-2. AVERAGE DIAMETER OF MICROSTRUCTURES AT QUARTER THICKNESS (QT) AND CENTER THICKNESS (CT)	37
TABLE 4-3. MECHANICAL PROPERTIES OF THE BASE STEEL A.....	41
TABLE 4-4. LOW TEMPERATURE CVN IMPACT TEST RESULTS OF BASE STEEL A, WHICH WERE TESTED AT -20°C, -40°C AND -60°C, RESPECTIVELY.....	41
TABLE 4-5. REQUIREMENTS OF A MECHANICAL PROPERTIES FOR STEEL FOR OFFSHORE PLANT IN KR-RULES [2]	42
TABLE 4-6. VOLUME FRACTION OF HAZ SPECIMENS (QUARTER THICKNESS, CENTER THICKNESS) FAR FROM FUSION-LINE 0, 2, AND 5 MM, RESPECTIVELY	47
TABLE 4-7. AVERAGE GRAIN SIZE OF HAZ SPECIMENS AT QUARTER THICKNESS AND CENTER THICKNESS FAR FROM FUSION-LINE 0, 2, AND 5 MM, RESPECTIVELY	47

TABLE 4-8. LOW TEMPERATURE CHARPY IMPACT TEST RESULTS OF FQ0, FC0, WHICH WERE TESTED AT -20, -40 AND -60°C, RESPECTIVELY.....	53
TABLE 4-9. LOW TEMPERATURE CHARPY IMPACT TEST RESULTS OF FQ2, FC2, WHICH WERE TESTED AT -20, -40 AND -60°C, RESPECTIVELY.....	53
TABLE 4-10. LOW TEMPERATURE CHARPY IMPACT TEST RESULTS OF FQ5, FC5, WHICH WERE TESTED AT -20, -40 AND -60°C, RESPECTIVELY.....	54
TABLE 5-1. AVERAGE GRAIN SIZE, ABSORBED ENERGY OF FQ SERIES AND FC SERIES SPECIMENS	84

1. 서론

1.1. 연구배경

최근 북극 지역에서의 자원 탐사 및 개발로 최저 영하 60°C의 저온 환경에서 운영되는 해양플랜트의 수요가 증가하고 있다. 극지에서 운영되는 해양플랜트의 구조용 강재는 연성취성전이온도(DBTT, Ductile-brittle transition temperature)가 낮아 저온취성파괴 저항성이 우수하다. 또한 저온환경에서의 유빙 충돌, 파도 충돌 및 심해저의 높은 압력을 견디기 위해 높은 항복강도와 우수한 저온충격인성을 갖추는 한편, 용접성을 위해 낮은 탄소 당량이 요구된다. [8-10]

이러한 요구사항을 만족하기 위해 제어압연·제어냉각(TMCP, Thermo-mechanical control process)로 제조한 HSLA(High strength low alloy)강이 주로 사용되고 있다. 최근에는 시설물의 운용 효율성 제고를 위해 시설물이 대형화되는 추세에 놓여있어, 시설의 하중을 견디기 위해 더 두꺼운 두께의 강재 사용이 요구되고 있다. 그러나 높은 항복강도를 갖는 동시에 강재의 두께를 늘리는 것은 쉽지 않다. 두께를 늘릴 경우 크게 두 가지 문제가 발생한다.

첫째, 후판의 두께가 두꺼워질 수록 강재의 표면과 내부의 압연에 의한 소성변형량 차이가 발생한다. TMCP 는 오스테나이트 비재결정영역에서의 제어 압연을 통해 미세조직을 미세하게 만드는 것이 핵심이므로 강재의 표면과 내부의 압연 소성변형량 차이는 강재의 미세조직 및 물성이 두께 위치 별로 매우 다르게 나타나는 원인이 된다.

둘째, TMCP 의 가속 냉각과정에서 강의 표면부와 중심부 간의 온도 구배가 형성되어, 두께 위치 별로 미세조직이 달라져 물성의 편차가 발생할 수 있다. 특히 해양플랜트용 후판의 경우 두께가 50 mm 이상으로 커짐에 따라 강재의 중심부에서 self-tempering 이 일어나므로 표면과 내부의 미세조직이 크게 달라질 수 있다. 그리고 모재의 물성이 우수하더라도 용접과정에서의 입열로 열영향부(HAZ, heat affected zone)가 형성되어 충격 인성이 저하되는 문제가 있다.

특히 HAZ 는 미세조직 제어가 어렵고, 다층 용접 시 반복하여 작용한 용접입열로 HAZ 가 재가열되어 형성되는 ICCGHAZ(Inter-critically reheated coarse grain HAZ)와 CGHAZ(Coarse grain HAZ)가 균열에 취약한 영역으로 작용하는 문제가 있는 것으로 알려져 있다. 실용접 시 형성되는 HAZ 미세조직은 초기 미세조직의 영향을 크게 받는 것으로 알려져 있다. 따라서 강재의 두께 증가는 두께 위치 별로 HAZ 미세조직의 편차를 크게 만드는 원인이 된다. [11-15] 따라서 두께가 두꺼운 강재에서의 HAZ 미세조직과 상관관계를 규명하는 연구가 중요함에도 불구하고, 선행된 연구는 강재 두께 50 mm 이하에 특정 HAZ 미세조직 모사 시험 위주로 이루어졌다. 따라서 두께 50 mm 를 초과하는 후판에서의 실용접 시 형성되는 HAZ 미세조직과 저온충격인성의 상관관계에 대한 연구는 더 많이 필요하다.

1.2. 연구목적

본 연구에서는 항복강도 460 MPa 급의 100 mm 두께의 후판을 7 ± 2 kJ/cm 의 입열량으로 FCAW 하였을 때 형성되는 CGHAZ 미세조직 변태기구를 고찰하고, HAZ 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 규명하고자 하였다.

CGHAZ 미세조직 변태기구를 고찰하기에 앞서 강재 두께에 따라 달라지는 모재의 미세조직의 변태기구를 살펴보기 위해 1/4t, 1/2t 두께위치에서의 미세조직을 분석하였다. 이후, FCAW 의 입열로 각기 다른 상태의 모재 미세조직으로부터 형성되는 CGHAZ 미세조직의 변태기구를 고찰하였다. 또한 선급 규정을 따라 저온충격인성을 평가하기 위해 -20, -40, -60°C에서 샤르피 충격 시험을 하였고, 용융선에서 각각 0, 2, 5 mm 떨어진 위치에서의 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 밝히고자 하였다.

2. 이론적 배경

2.1. HSLA(High strength low alloy) 강

HSLA 강 혹은 고강도 저합금강은 기존의 탄소강보다 더 나은 기계적 특성과 대기 중 부식 저항성을 높이는데 초점을 맞춘 강재이다. HSLA 강은 항복강도 275 MPa 이상에 특정한 강도, 인성, 성형성, 용접성 그리고 내후성(atmosphere corrosion resistance)과 같은 특성을 적절한 합금조성으로 충족하도록 설계된다. [3, 16, 17]

1960년대 말까지 이루어진 초기의 HSLA 강의 개발 초점은 다음의 요소에 맞춰졌다.

- a) HSLA 강의 적용을 통한 재료비를 절감하고자 했다.
- b) 경량화를 통한 사용 상의 이점 획득을 위해 재료의 경량화에 집중했다.
- c) 더 높은 강도와 용이한 용접성을 가지는 가스·송유관용 강재의 수요 증대로 고 항복강도강재 시장 확대에 대응하고자 했다.
- d) 용접 공정이 주요 생산방식으로 자리매김한 결과, 기존의 탄소 함량을 늘리고 합금 원소 첨가량을 늘려 철강의 강도를 향상시키는 방법은 고비용 대비 용접성을 악화시키는 방법이 되었다. 따라서 용접성을 고려하여 탄소 함량과 합금 원소 첨가량을 줄이는 방향으로 개발이 이루어지게 됐다.

아래의 Figure 2-1.에 위의 내용에 따라 1940년대에서 2000년 사이에 이루어진 HSLA 강 관련 기술개발도표를 정리했다.

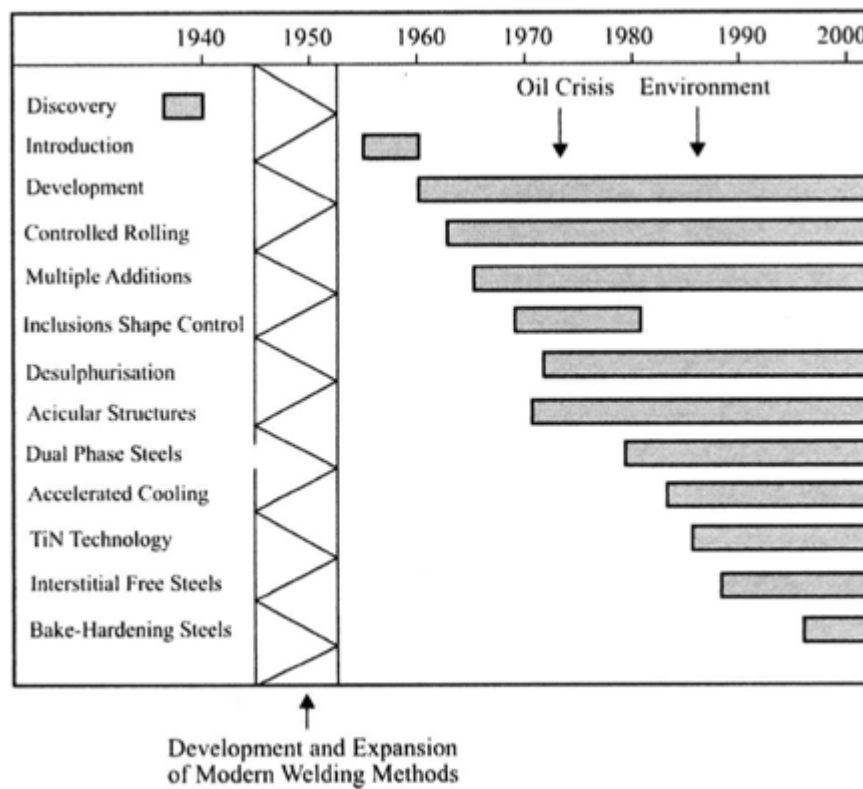


Figure 2-1. The Development of HSLA steels from 1940 to 2000s [3]

HSLA 강은 최근에는 크게 여섯 가지 분류로 나누어진다.

- a) Weathering steels 은 합금 원소 첨가를 통해 내후성을 향상시키고, 고용강화 효과를 얻고자 하는 강이다. 합금 첨가원소로는 구리(Cu) 그리고 인(P)등을 첨가한다.
- b) Micro-alloyed ferrite-pearlite steels 은 합금 원소 첨가를 통해 석출경화, 결정립 미세화 그리고 상변태 온도를 제어하고자 하는 강이다. 통상적으로 매우 적은 양(0.1% 미만)의 탄화물 혹은 탄질화물 형성 원소인 니오븀(Nb), 바나듐(V) 또는 티타늄(Ti)을 합금 원소로 첨가한다.
- c) As-rolled pearlitic steels 은 소량의 합금 원소 첨가를 통해 강도, 인성, 성형성 그리고 용접성을 향상시키는 강이다.
- d) Acicular ferrite steels 는 (탄소함량 0.05% 미만)냉각 중에 충분한 경화능을 가져 다각형상의 페라이트(polygonal ferrite)보다 높은 강도를 갖는 미세한 고강도의 침상형 구조로 이루어진 저탄소 베이나이트(low-carbon bainite)를 형성하는 강재이다. 최대 690MPa 로 높은 항복강도, 용접성, 성형성 그리고 우수한 인성이 조합된 강이다.
- e) Dual-Phase steels 는 페라이트 기지의 미세조직에 균일하게 분산된 높은 탄소함량의 마르텐사이트를 형성하여 낮은 항복강도와 높은 가공경화율을 보이는 강재이다.

이같은 특성으로 우수한 성형성과 높은 강도를 동시에 가진다.
- f) Inclusion-shape-controlled steels 는 칼슘, 지르코늄, 티타늄 또는 희유원소(rare-earth elements)를 첨가하여 황화물 개재물의 형상을 연신된 띠 형태에서 작고 분산된 구형으로 바꾼다. 이를 통해 연신율과 인성을 향상시킨다.

HSLA 강은 가스관 및 송유관, 대형 화물차 및 비포장도로 주행용 차량, 건설, 농기계, 산업용 장비, 저장 탱크, 교량, 해양구조물, 송전탑, 그리고 건축용 빔 및 패널 등에 이르기까지 매우 광범위하게 사용되고 있다.

HSLA 강의 특성으로 높은 항복강도와 낮은 연성-취성 천이온도 그리고 우수한 용접성이 있다. 이 중 높은 항복강도와 낮은 연성-취성천이온도는 페라이트 결정립 미세화를 통해 얻어지는 특성이다. 1963 년과 1967 년 사이에 제어압연 기술이 개발됨에 따라 열간압연이 더욱 낮은 온도에서 이루어질 수 있었다. 이를 통해 오스테나이트 결정립을 더 작게 만들 수 있었고, 미세한 미세조직을 얻을 수 있게 되어 강도와 인성 모두를 향상시킬 수 있었다. [18]

2.2. TMCP (Thermo-mechanical control process)

2.2.1. TMCP 강의 개요

제어압연·제어냉각공정(TMCP, Thermo mechanical control process)의 개발 배경을 살펴보면, 1970 년대에 석유파동을 겪으면서 강재 생산공정에서 소모되는 에너지를 줄이고, 탄소당량을 낮추는 것과 동시에 선박의 대형화, 고장력 후판의 수요증가에 대응하고자 개발된 공정이다. TMCP 는 1960 년대부터 본격적으로 개발되어온 제어압연 기술과 1980 년대에 개발된 가속 냉각(ACC, Accelerated control cooling)이 결합된 공정으로, 고강도 선박건조용 강재, 천연가스관 및 송유관용 강재 생산에 적용되었다.

TMCP 는 기존의 열간압연 후, 불림처리(Normalizing)등의 후속 열처리 공정 없이도 열간압연재보다 우수한 기계적특성을 보이는 특징이 있다. 기존의 제어압연만을 활용한 공정은 1 차 압연 후 재가열하여 2 차 압연을 하거나 일정 온도로 재가열 후 유지해야했다. 그러나 TMCP 의 경우 압연 공정 사이의 재가열과정을 생략하여 강재 생산에 소요되는 에너지 소모량을 줄였다. [19-21]

TMCP 고장력 강판은 용접 후의 소입열 용접에 대한 내균열성이나 대입열 용접 열영향부(HAZ, Heat affected zone)의 인성을 고려했을 때, 용접성이 탁월하다.

또한 미세한 페라이트와 저탄소 베이나이트 미세조직이 기지조직을 구성하여 저온 취성파괴저항성이 높은 것이 특징이다. [6, 9, 19-21]

2.2.2. TMCP의 특징 및 공정 원리

TMCP의 공정을 크게 세 단계로 나누면, 슬래브 재가열 후 오스테나이트 재결정 온도영역에서 행해지는 조압연(Rough rolling), 오스테나이트 비 재결정 온도에서 행해지는 제어압연공정(Controlled rolling process)과 제어압연 종료 후 A_{r3} 이상의 온도에서 물을 사용하여 강판을 급랭하는 가속 냉각공정(Accelerated control cooling process)으로 구성된다. 기존의 열간압연 공정과 TMCP를 비교한 그림을 아래의 Figure 2-2에 나타내었다.

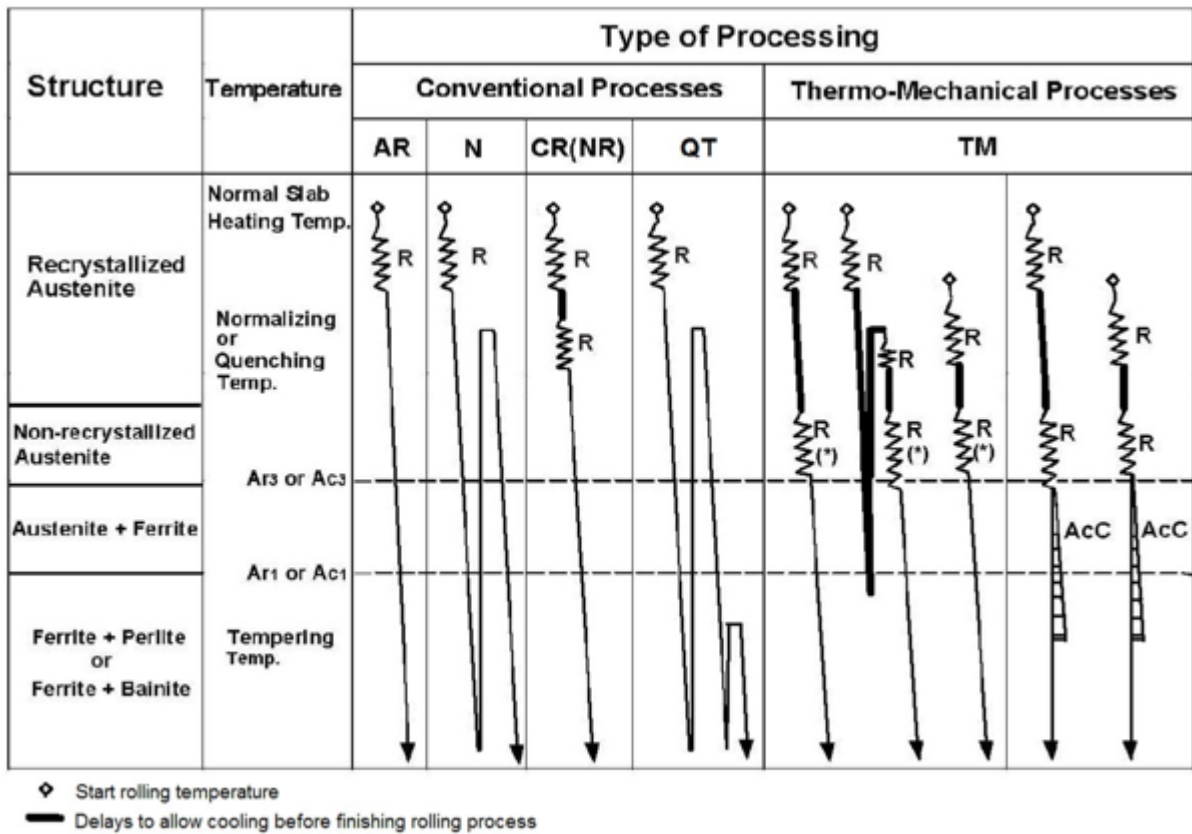


Figure 2-2. Schematic diagrams of conventional process and TMCP [1]

기존의 공정의 경우, 연속 주조로 생산된 슬래브를 Fig.2 의 AR(As-rolled), N(Normalizing)와 같이 1100-1200 °C 정도로 재가열하여 최종 제품 두께에 이를 때 까지 열간압연 후, 대기중에 방치하여 냉각시킨 As-rolled 판재와, As-rolled 판재를 다시 불림처리하여 미세조직을 균일화 시킨 Normalizing 강재로 나누어진다.

각각의 공정에서의 미세조직 변화를 살펴보면, 오스테나이트의 재결정이 일어나는 온도영역에서 열간압연을 시작한다. 압연 후에 바로 오스테나이트의 재결정이 일어나고 재결정된 오스테나이트 결정립은 다음 압연이 이뤄지기 전까지 계속해서 성장한다. 따라서 압연 공정 사이에 재결정된 결정립이 성장할 시간이 있기 때문에 미세한 조직을 얻기 어렵다.

보다 고강도, 고인성을 요구할 경우에는 As-rolled 강재를 A_{c3} 온도 이상으로 재가열하여 불림처리한다. 불림처리에 압연조직이 미세화시키나, 두 공정 모두 대기중에서 냉각되므로 페라이트와 펄라이트가 혼합된 상이 나타난다. 이 때 펄라이트는 압연방향을 따라 집중 형성되어 잘 발달된 band-structure 를 보인다.

TMCP 의 경우, 오스테나이트 온도 영역에 따라 압연 구간을 나눈다. 온도가 높은 순으로

- (1) 완전한 재결정이 일어나는 온도 영역 (Complete recrystallization)
- (2) 재결정이 부분적으로 일어나는 온도 영역 (Partial recrystallization) 그리고
- (3) 재결정이 일어나지 않는 영역 (non-recrystallization)이다.

열간압연 공정은 오스테나이트가 완전히 재결정되는 온도영역에서 행해지며, 이어지는 제어압연 공정은 오스테나이트가 재결정되지 않는 온도에서 압연한다.

오스테나이트가 재결정되지 않는 온도에서 압연할 경우, 오스테나이트의 재결정이 일어나지 않아 압연방향을 따라 오스테나이트 결정립이 길게 연신된다. 이로 인해서 오스테나이트 입계의 면적이 증가하고, 내부 소성변형에 의한 전위 밀도가 증가한다.

길게 연신된 오스테나이트 입계와 증가한 내부 전위 밀도에 의해서 오스테나이트 입계의 페라이트 변태 시, 페라이트의 핵생성 site 가 늘어나므로 미세한 페라이트 결정립을 얻을 수 있다.

제어압연 종료 직후 A_{r3} 직상의 온도에서 강판에 물을 뿌려 A_{r1} 온도에 도달할 때까지 냉각속도를 증가시키는 가속 냉각단계를 거친다. A_{r1} 온도에 도달한 이후 공랭한다.

가속 냉각단계의 도입을 통해서 제어압연 이후 가속된 냉각속도에 의해서 변형된 오스테나이트에 회복이 일어날 시간적 여유가 사라진다.[6, 19-21]

야금학적 관점에서 보았을 때, 냉각속도가 증가하게 되므로 과냉도(supercooling)의 증가에 따라 핵생성 site 가 크게 증가하여 공랭하였을 때보다도 더 많은 핵생성이 가능해지므로 더 미세한 조직을 얻을 수 있다. 또한 냉각속도가 빨라진다면 공랭 시 형성되던 페라이트 및 펄라이트 조직 대신 강도와 인성이 우수한 베이나이트 또는 높은 강도를 갖는 마르텐사이트가 형성되어 강재의 강도와 인성을 향상시킬 수 있다. TMCP 와 연속 냉각변태도(CCT diagram, Continuous cooling transformation diagram)를 함께 고려한 모식도를 아래의 Figure 2-3.에 제시하였다.

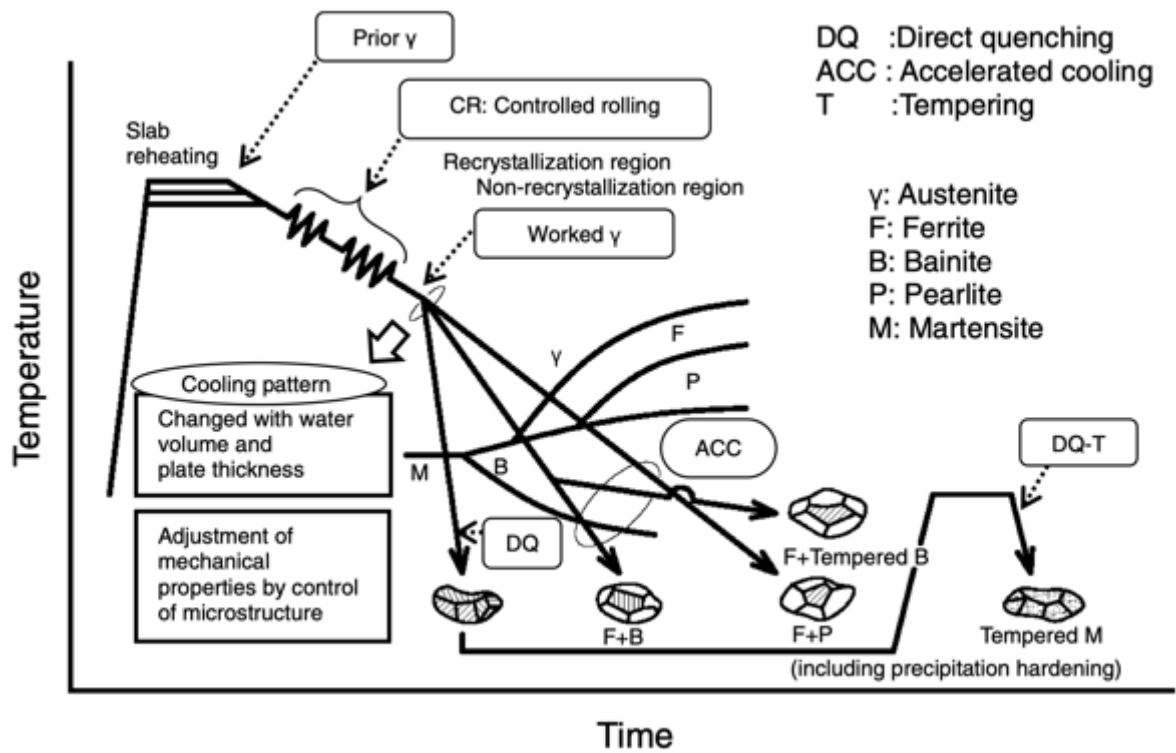


Figure 2-3. Concept of microstructure control by TMCP [6]

2.2.3. TMCP 강의 합금원소 영향

HSLA 강을 TMCP로 생산할 때, 미세조직을 미세화하여 강도와 저온취성파괴저항성을 크게 증가시킬 수 있으나, 낮은 탄소당량을 유지하되 가속 냉각 이후의 공랭 시에도 강이 충분히 경화될 수 있도록 경화능을 확보할 필요가 있어 합금첨가원소 선정이 중요하다.

또한 제어압연에서의 압연 효과를 극대화하기 위해서는 오스테나이트의 비재결정온도영역 확대가 중요하므로, 이에 따른 합금 설계가 요구된다.

TMCP 강에서 주로 고려되는 합금원소로는 C, Mn, Ni, Si, Cu, Cr, Mo 와 미량 합금첨가원소인 V, Nb, Ti 등이 있다. 대표적인 첨가 합금원소의 효과에 따른 영향을 정리하면 다음과 같다.

- (1) 오스테나이트에서 페라이트로의 변태온도(A_{r3})를 저하시키는 합금 원소로, 제어압연에서는 변태온도를 정확히 알 필요가 있다. 또한 A_{r3} 온도는 첨가한 합금원소량 외에도 강재의 두께의 영향 역시 받는다. A_{r3} 를 예측하는 수식을 아래의 Eq. 2-1 에 제시하였다. [22] 제시한 수식의 원소 중 c 는 탄화물을 형성하여 용접성을 저해하므로, 최소량으로 제한하고, 이에 따른 변태온도 상승은 Ni, Mn, Cu 등의 첨가로 억제한다.[9]

특히 합금첨가원소 중 Mn 은 약 2%가량 첨가되었을 때 미세조직을 다각형 페라이트(Polygonal ferrite)를 미세한 침상형 페라이트(acicular ferrite)구조로 바꾸어 강재의 강도를 향상시키는 핵심 첨가 원소이다. Mn 의 첨가량은 Ti, B 등의 소량 첨가 또는 Mo 첨가를 통해 첨가를 통해 낮출 수 있다. [21, 23]

Ni 의 첨가는 저탄소강의 용접성을 해치지 않으면서 저온 인성을 향상시키는 중요원소이다. 또한 Ni 은 Mo 와 다르게 저온 인성을 악화시키는 판 형상의

경질상을 적게 형성하는 경향이 있어 파괴 인성을 향상시키는 효과도 있다.[23-26]

$$A_{r_3}(\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo - 0.35(t - 8) \quad \text{Eq. 2-1}$$

여기서 t 는 판재의 두께 (mm)이고, 성분은 Wt.%이다.

(2) 미량 합금첨가원소인 Nb, Ti, V 는 미세한 탄화물 및 탄질화물을 형성하여 슬래브 재가열 시의 결정립 성장 억제, 오스테나이트 재결정 억제, 페라이트 및 저온변태상의 핵생성 자리로 작용하여 미세조직을 미세화하는 데 효과적으로 작용한다. 아래의 Figure 2-4.에 Nb 첨가 시 TMCP 과정에서 형성되는 Nb(C,N)의 pinning 효과로 오스테나이트 결정립이 미세해지는 과정을 모식도를 나타내었다. [6]

미세한 TiN 석출물은 재결정 후의 입자 성장을 억제하는 데 매우 효과적이다. 또한 Ti 은 고용되지 않은 Ni 을 붙잡아 경화능에 악영향을 주지 않도록 억제하는 효과가 있고, 페라이트의 강도를 증가시키는 고용효과가 크다.[23]

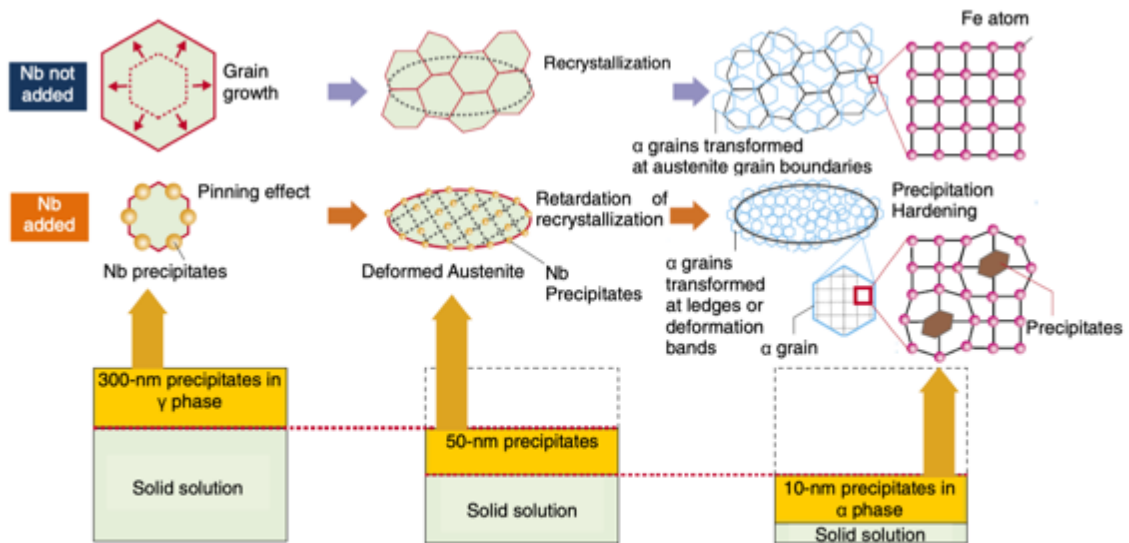


Figure 2-4. Niobium precipitations at each stage of TMCP and their effects on the refinement of ferrite grains and precipitation hardening [6]

2.3. FCAW (Flux-cored arc welding) [9]

FCAW 는 GMAW(Gas metal arc welding)에서 solid wire 를 대신하여 플럭스가 solid wire 를 대신하여 flux cored wire 를 사용한다. Flux cored wire 는 얇은 연강 중앙에 플럭스를 넣고 감싸 말아 봉상으로 wire 를 만든 것으로 용접봉 중심에 플럭스가 있어 용접 후 슬래그를 형성한다. 용접 와이어 중심에 플럭스가 삽입되므로 동일한 외경을 갖는 와이어 대비 단면적이 감소하는 부분이 있어 용접 시 전류밀도가 높아 용착속도가 매우 빠르며 생산성이 높은 이점이 있다. 또한 아크 용입의 깊이가 깊어 용융 부족이 거의 일어나지 않아 용접성이 뛰어나다. 이 용접법은 용접 시 대기와 차폐 역할을 하는 보호가스(Shielding gas)의 공급 형태에 따라 (1) 플럭스에서 가스를 생성하여 보호하는 자체보호가스와 (2) 외부에서 가스를 공급하여 보호하는 형태로 구분된다. 차폐의 성능이 우수한 외부에서 보호가스를 공급하는 형태로 많이 사용된다.

보호가스가 용접에 미치는 영향은 용접 중 용접금속이나 아크를 대기중의 불순물로부터 보호하여 우수한 용접비드를 얻고 용접결함을 방지하기 위한 것이다. 통상적으로 모재가 비철금속인 용접에는 불활성 가스인 Ar, He, Ar + He 의 가스가 사용되며, 철계 금속 용접에는 불활성가스와 활성가스(CO₂, O₂, CO₂+O₂) 모두 사용된다.

Figure 2-5 에 FCAW 프로세스 모식도를 나타내었다.

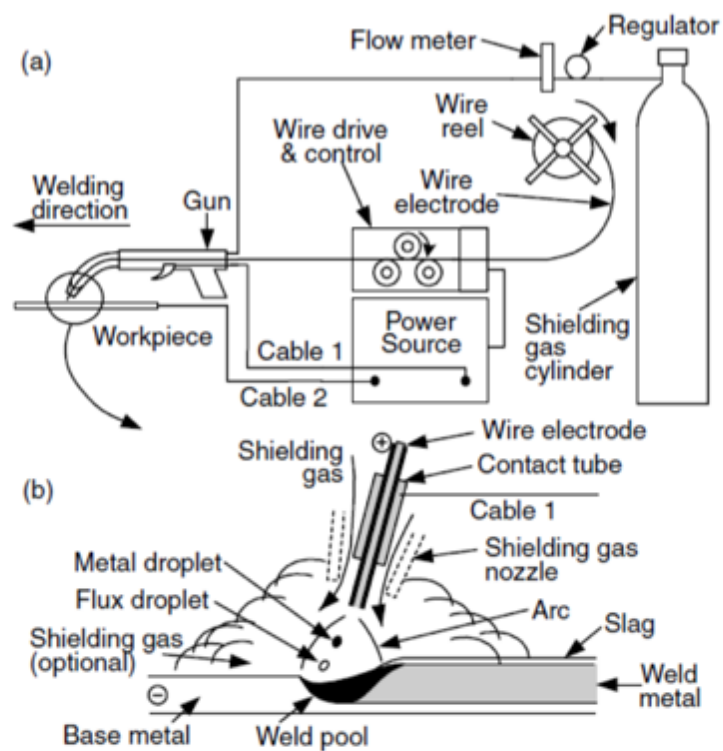


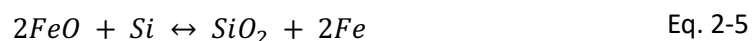
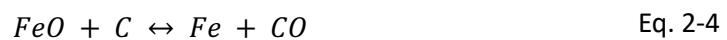
Figure 2-5. Schematic illustration of the flux cored arc weld: (a) overall process (b) welding area enlarged (c) actually FCA welding

일반적으로 많이 사용하고 있는 CO₂ 용접이라 불리는 것은 CO₂ 를 보호가스로 하고 솔리드 와이어를 사용하는 것인데, 이것에 플렉스코어드 와이어를 사용한 것이 결국 FCAW 이지만 보호가스는 CO₂ 이외에 Ar 또는 혼합가스로 사용하는 경우가 있다.

CO₂ 가스의 이온화 에너지는 13.8 eV 이며(Ar 15.8 eV) 플라즈마 형성에도 유리하게 작용하여 전류밀도가 높고 용착효율이 높다. 반면, 아크열에 의해 CO 와 O 로 해리되고 (Eq. 2-2), 이때 강한 산화성으로 철은 산화철이 되며 (Eq. 2-3), 산화철이 용융금속에 함유된 C와 결합한다 (Eq. 2-4).

이 반응은 응고점 부근에서 많이 발생하기 때문에 CO 가스가 충분히 용착금속에 산화된 기포를 다량 유발하는데 이를 방지하기 위해 탈산제로 Si, Mn 을 플럭스에 첨가한다.

결국 탈산제는 용융금속 중의 FeO 와 반응하여 SiO₂ (Eq. 2-5) 및 MnO 화합물 (Eq. 2-6)을 형성한다. 이는 냉각 시 슬래그로 용접비드 표면에 부상하여 용접금속의 급랭을 방지하고, 결함 발생을 억제하여 건전한 용접금속을 얻을 수 있다.



FCAW 는 용접속도가 빠르고 용입이 깊으며 우수한 용착속도로 생산성이 높아 경제적인 면이 있지만 용접 중 스파터(Spatter)가 많이 발생하고 fume 발생이 심하며 바람의 영향이 있는 단점이 있다. 스파터의 발생 원리는 용접의 단락이행모드에서 아크열에 의해 녹는 순간 와이어가 모재에 붙을 때 아크가 꺼진다. 이후 송급되는 와이어와 모재 사이에서 다시 아크가 생성되어 와이어가 녹게된다. 이와 같은 과정이 반복되어 아크가 다시 발생할 때 스파터가 발생한다. 와이어와 모재 근처에서 발생하는 스파터는 크기가 작고, 모재에서 멀리 떨어진 곳에서 크기가 큰 스파터가 발생한다.

이렇듯 스파터는 아크열에 의해 용융된 에너지가 외부로 방출되는 것이므로 스파터의 발생은 용융되는 투입 에너지보다 작아지게 되며 심할 경우 용접결함을 야기하기도 한다. 따라서 최적의 용접 조건으로 스파터 발생을 최소화해야 하며, 이행모드 형태는 저전류 저전압(20 V 이하)에서 단락이행이 발생하고, 전류를 높여 중전류 영역에서 입상용적이행이 나타나고, 전류를 더 높인 고전류 영역의 Ar 80%이상 가스분위기에서 스프레이 이행이 나타난다. [27]

2.4. 열영향부(HAZ, Heat affected zone) 미세조직

열영향부는 용접과정에서 가해지는 열원에 의해서 용융되는 영역과 모재 사이의 영역으로, 철강재에서는 통상 A_1 온도 이상으로 가열된 영역을 말한다. 가해지는 열로 인한 결정립 성장, 2 차상 또는 입자의 고용/석출과 잔류응력이 발생이 일어날 수 있다.

흔히 열영향부는 재료에 가해지는 최고온도(Peak temperature)에 따라 CGHAZ(Coarse grain HAZ), FGHAZ(Fine grain HAZ), ICHAZ(Intercritical HAZ), SCHAZ(Subcritical HAZ)로 구분된다. 최고온도의 범위에 따라 HAZ 를 구분한 표와 열영향부를 온도에 따라 분류한 모식도를 아래의 Table 2-1, Figure 2-6 에 각각 제시하였다.

(1) CGHAZ

Fusion line 과 인접한 부분으로 용접 시 A_{C_3} 이상의 높은 온도로 가열되어 완전히 오스테나이트상으로 변태될 뿐만 아니라 충분한 오스테나이트 결정립의 성장으로 냉각 후 매우 조대한 미세조직을 보인다. 조대한 결정립은 냉각 시 페라이트상으로의 변태를 억제시켜 강의 경화능을 높이는 경향이 있으며 기계적 성질을 열악하게 한다.

CGHAZ 의 최종 미세조직은 모재의 화학성분, 용접냉각속도와 국부적인 석출물이나 개재물의 양/분포에 따라 다르나, 일반적으로 다른 영역보다 다양한 미세조직 구성을 보인다.[28]

(2) FGHAZ

Fusion line 으로부터 멀어짐에 따라 CGHAZ 보다는 미세한 오스테나이트 결정립 크기를 보이며, 낮은 peak temperature 로 인해 모재에 있던 탄화물이 충분히 용해되지 않을 수 있다. 냉각과정에서의 오스테나이트에서 페라이트로의 상변태는 용접입열량, 모재 두께 등에 영향을 받으며 미세한 결정립의 페라이트/펄라이트상 구조를 보인다. 미세한 모상

모스테나이트 결정립크기(PAGS, Prior austenite grain size)는 페라이트상의 생성을 촉진하며, 이러한 페라이트상의 형성에 의해 탄소가 풍부해진 오스테나이트상은 냉각되면서 펄라이트상으로 변태한다.[28]

(3) ICHAZ

Peak temperature 가 완전히 오스테나이트상으로의 변태가 일어나지 않을 정도로 가열되는 영역으로, 오스테나이트상으로의 부분적인 변태가 일어나며 변태되지 않은 부분은 뜨임처리 효과를 보인다. 이렇게 생성된 오스테나이트상은 많은 탄소를 포함하게 되고 냉각시 오스테나이트상에서 페라이트상으로의 변태는 냉각 속도에 의존하며, 펄라이트, 베이나이트 및 고탄소의 마르텐사이트상등의 조직을 보인다. [28]

특히, 단일 패스(single-pass) 용접이 아닌 여러번 용접을 하는 다중 패스(multi-pass) 용접시에는 반복하여 가해지는 입열로 인하여 미세조직이 다시 재가열되어 더 복잡한 열영향부 미세조직이 형성되게 된다.

CGHAZ 영역이 1300°C 이상으로 재가열되어 미세조직의 변화가 없는 조직을 UACGHAZ (Unaltered coarse grain HAZ), CGHAZ 영역이 A_{c3} 온도 이상으로 재가열된 영역을 SCRCGHAZ(Supercritically reheated coarse grain HAZ), A_{c3} 온도와 A_{c1} 사이의 온도로 재가열된 영역을 ICRCGHAZ(Intercritically reheated coarse grain HAZ), 마지막으로 A_{c1} 이하의 온도로 재가열된 영역을 SRCGHAZ(Subcritically reheated coarse grain HAZ)로 지칭한다. 특히, ICRCGHAZ 는 균열발생에 취약한 LBZ(Local brittle zone)으로 작용하여 충격 인성에 악영향을 미치는 것으로 알려져있다. [7]

Table 2-1. Classification of heat affected zone by peak temperature [4]

Sub-zones of heat affected zone	Temperature ranges
Coarse-grained zone	$1500^{\circ}\text{C} > T_p > 1200^{\circ}\text{C}$
Fine-grained zone	$1200^{\circ}\text{C} > T_p > A_{c3}$
Inter-critically reheated zone	$A_{c3} > T_p > A_{c1}$
Subcritically reheated zone	$A_{c1} > T_p$

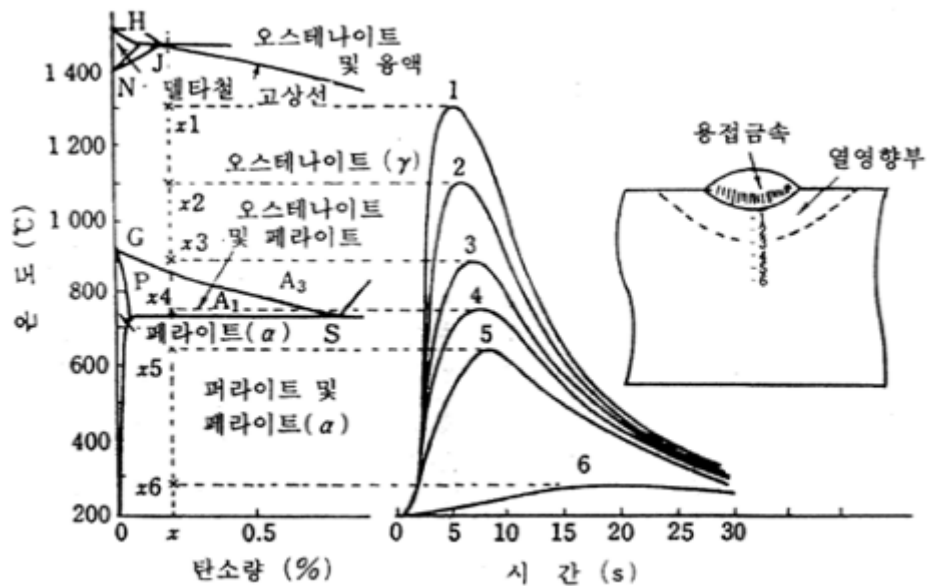


Figure 2-6. Classification of heat affected zone by temperature [4]

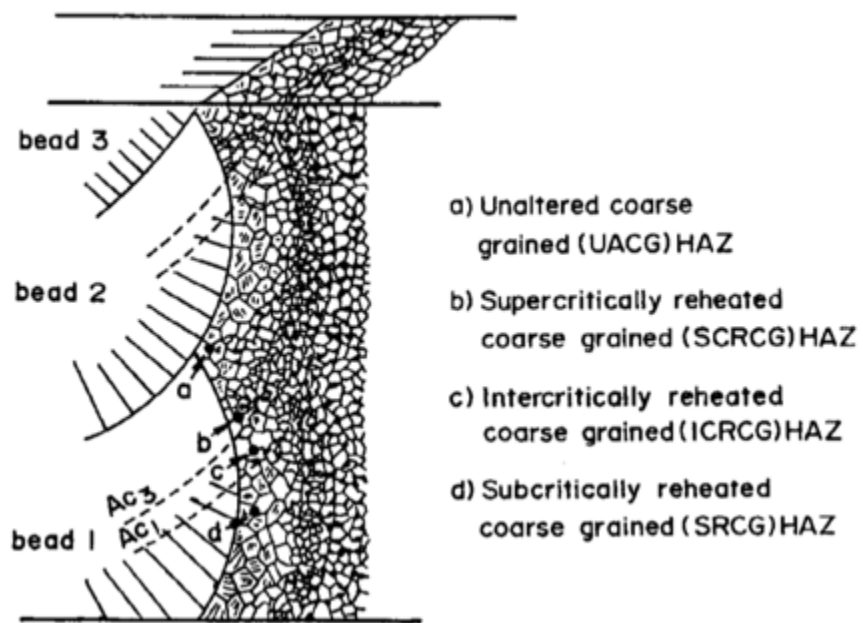


Figure 2-7. Schematic diagram of a heat-affected multipass weld[7]

3. 실험 방법

3.1. 실험 재료

본 연구에서는 현대제철에서 개발 중인 선급 기준 -40°C 보증 항복강도 460 MPa 급 두께 100 mm TMCP 제조 HSLA 강재를 제공받아 실험하였다. 강재의 화학조성 및 TMCP 조건은 아래의 Table 3-1, Table 3-2 에 각각 정리하였다. 해양구조물용 후판은 선급 규정에 근거하여 제조 방법 별로 적절한 합금첨가원소량 범위를 만족해야한다.

이 뿐만이 아니라 강재의 양호한 용접성 확보를 위해 합금원소의 총량 개념으로 볼 수 있는 탄소당량(C_{eq})과 균열감수성(P_{cm})을 만족하는 범위내의 합금첨가원소 관리가 필요하다. 한국선급규격의 공정 별 강재의 합금첨가원소 조성 관리 범위와 탄소당량과 균열감수성 범위를 아래의 Table 3-4, Table 3-5 에 각각 제시하였다. 강재의 탄소당량은 IIW(International Institute of Welding)에서 사용하는 기준(Eq. 3-1)을 적용하여 계산하였고, 균열감수성(P_{cm})은 선급기준에 규정된 식(Eq. 3-2)을 적용하여 계산하였다. 각 수식을 아래에 제시하였고, 계산한 값을 아래의 Table 3-1.에 함께 나타내었다.

$$C_{eq}(\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad \text{Eq. 3-1}$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Eq. 3-2}$$

TMCP 조건을 살펴보면 1 차 열간압연 온도인 1050°C이상의 온도로 슬래브를 재가열한다. 이후 1050°C의 온도에 도달하였을 때, 조압연을 시작했다. 그리고 조압연을 850-900°C에서 종료하였다. 그리고 거의 직후에 패스당 압하율을 34%로 설정하여 사상압연을 시작하여 650-700°C 온도에서 최종 두께 100 mm 로 사상압연을 마쳤다. 해당 강재의 조성을

Eq. 3-3 를 적용하여 계산하였을 때의 100 mm 두께 후판의 Ar_3 온도는 약 750°C로 계산되었다. 따라서 오스테나이트의 비재결정온도영역에서 이상영역 온도영역까지 제어압연이 이루어졌음을 알 수 있다.

사상압연후 물을 뿌려가며 약 720°C에서 3°C/sec 의 냉각속도로 320-380°C의 온도까지 가속 냉각하였다. 강판의 두께가 100 mm 에 달하여 물을 이용하여 냉각속도를 올리는 데는 물리적인 한계가 있었다. 그리고 마지막으로 가속 냉각 종료온도 이후 상온까지 공랭하였다.

FCAW 하여 형성한 용접금속(Weld metal)의 조성을 아래의 Table 3-3 에 나타내었다.

FCAW 와이어로는 (주)현대종합금속의 SL-91LT 를 사용하였고, 선급 규정 상의 용접금속 화학조성비에 대한 규격인 AWS A5.36 E91T1-C1A8-Ni2 H4 에 근거하여 규격 내에 준하였다.

Table 3-1. Chemical composition of the thick steel plate A

Steel	Chemical composition (Wt.%)								
	C	Si	Mn	P+S	Ni + Cr + Cu + Mo	Ti + Al	V + Nb	C _{eq} (%)	P _{cm} (%)
A	0.06	0.1	1.65 - 1.70	≤ 0.008	1.0 - 1.4	0.03 - 0.05	0.05 - 0.07	0.43	0.18

Table 3-2. TMCP condition of the thick steel plate A

Steel	Thickness (mm)	SRT (°C)	1st FRT (°C)	ARR	2nd FRT (°C)	SCT (°C)	FCT (°C)	CR (°C/sec)
A	100	1050	850 - 900	34	650 - 700	720	320 - 380	3

$$Ar_3(°C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo - 0.35(t - 8) \quad \text{Eq. 3-3}$$

Table 3-3. Chemical composition of the weld metal

Weld metal	Composition (Wt.%)				
	C	Si	Mn	P+S	Ni
	0.04	0.28	1.30	0.011	2.35

Table 3-4. Chemical composition range limitation of Steel, which are sorted by manufacturing Process and grade in KR-rules [2]

열처리 (1)	재료기호	생산 방법	화학성분 ⁽²⁾⁽⁸⁾													O (7) (ppm)	
			C (%)	Si (%)	Mn (%)	P ⁽³⁾ (%)	S ⁽³⁾ (%)	Cu (%)	Cr (5) (%)	Ni (6) (%)	Mo (5) (%)	Al 전함유량 (4) (%)	Nb (5) (%)	V (5) (%)	Ti (5) (%)		N (%)
N, CR	AH 43, AH 47, DH 43, DH 47		0.20 이하	0.6	1.0~	0.03 이하	0.025 이하	0.55	0.30	0.80	0.10	0.02	0.05	0.20	0.05	0.025	-
	EH 43, EH 47		0.18 이하	이하	1.70	0.025 이하	0.02 이하	이하	이하	이하	이하	이상	이하	이하	이하	이하	-
TM CP	AH 43, AH 47, AH 51, AH 56, AH 63, AH 70, AH 90, DH 43, DH 47, DH 51, DH 56, DH 63, DH 70	세 립 킬 드	0.16 이하			0.025 이하	0.015 이하										-
	DH 90, EH 43, EH 47, EH 51, EH 56, EH 63, EH 70, EH 90, FH 43, FH 47, FH 51, FH 56, FH 63, FH 70		0.14 이하	0.60 이하	1.0~ 1.70	0.02 이하	0.01 이하	0.55 이하	0.50 이하	2.0 이하	0.50 이하	0.02 이상	0.05 이하	0.12 이하	0.05 이하	0.025 이하	50 이하
QT	AH 43, AH 47, AH 51, AH 56, AH 63, AH 70, AH 90, AH 97, DH 43, DH 47, DH 51, DH 56, DH 63, DH 70					0.025 이하	0.015 이하										-
	DH 90, DH 97, EH 43, EH 47, EH 51, EH 56, EH 63, EH 70, EH 90, EH 97, FH 43, FH 47, FH 51, FH 56, FH 63, FH 70		0.18 이하	0.80 이하	1.70 이하			0.50 이하	1.50 이하	2.0 이하	0.70 이하	0.018 이상	0.06 이하	0.12 이하	0.05 이하	0.015 이하	30 이하

(비고)

- 열처리 표시기호의 정의는 301,의 표 2.1.9 비고 (1)에 따른다.
- 화학성분은 레이플분석값이며, 승인된 제조사양의 범위에 적합해야 한다.
- 형강의 경우, P와 S의 최대 함유량은 이 표의 값보다 0.005% 높게 적용할 수 있다.
- Al 전함유량과 N 함유량의 비율은 2:1 이상이어야 한다. N결함원소가 첨가되는 경우에는 Al 최소값과 Al/N 비율 요건은 적용하지 않는다.
- Nb+V+Ti ≤ 0.26% 및 Mo+Cr ≤ 0.65%이어야 한다. 단, QT강제는 제외한다.
- 우리 선급의 승인을 받아 Ni함유량을 증가시킬 수 있다.
- 최대 산소량 요건은 DH90, EH90, DH97 및 EH97에만 적용한다.
- 붕소(B)를 강재의 경화능 향상을 위해 첨가한 경우에는 붕소(B)의 최대 함유량이 0.005%이어야 하며 분석 결과는 기재되어야 한다.

Table 3-5. The limitation range of the carbon equivalent (Ceq or CET) and the weld crack susceptibility (Pcm) in KR-Rules [2]

재료기호	열처리	탄소당량(%)						용접균열 감수성 (%)	
		$C_{eq}^{(1)}$						$CET^{(1)(2)}$	$P_{cm}^{(1)(3)}$
		강관			형강	봉강	관	전 종류	전 종류
		$t \leq 50$ (mm)	$50 < t \leq 100$ (mm)	$100 < t \leq 250$ (mm)	$t \leq 50$ (mm)	$t \leq 250$ (mm)	$t \leq 65$ (mm)	전 두께	전 두께
<i>AH 43, DH 43, EH 43, FH 43</i>	<i>N, CR</i>	0.46 이하	0.48 이하	0.52 이하	0.47 이하	0.53 이하	0.47 이하	-	-
	<i>TMCP</i>	0.43 이하	0.45 이하	0.47 이하	0.44 이하	-	-	-	-
	<i>QT</i>	0.45 이하	0.47 이하	0.49 이하	-	-	0.46 이하	-	-
<i>AH 47, DH 47, EH 47, FH 47</i>	<i>N, CR</i>	0.50 이하	0.52 이하	0.54 이하	0.51 이하	0.55 이하	0.51 이하	0.25 이하	-
	<i>TMCP</i>	0.45 이하	0.47 이하	0.48 이하	0.46 이하	-	-	0.30 이하	0.23 이하
	<i>QT</i>	0.47 이하	0.48 이하	0.50 이하	-	-	0.48 이하	0.32 이하	0.24 이하
<i>AH 51, DH 51, EH 51, FH 51</i>	<i>TMCP</i>	0.46 이하	0.48 이하	0.50 이하	-	-	-	0.32 이하	0.24 이하
	<i>QT</i>	0.48 이하	0.50 이하	0.54 이하	-	-	0.50 이하	0.34 이하	0.25 이하
<i>AH 56, DH 56, EH 56, FH 56</i>	<i>TMCP</i>	0.48 이하	0.50 이하	0.54 이하	-	-	-	0.34 이하	0.25 이하
	<i>QT</i>	0.56 이하	0.60 이하	0.64 이하	-	-	0.56 이하	0.36 이하	0.28 이하
<i>AH 63, DH 63, EH 63, FH 63</i>	<i>TMCP</i>	0.50 이하	0.52 이하	-	-	-	-	0.34 이하	0.26 이하
	<i>QT</i>	0.56 이하	0.60 이하	0.64 이하	-	-	0.58 이하	0.38 이하	0.30 이하
<i>AH 70, DH 70, EH 70, FH 70</i>	<i>TMCP</i>	0.56 이하	-	-	-	-	-	0.36 이하	0.30 이하
	<i>QT</i>	0.64 이하	0.66 이하	0.70 이하	-	-	0.68 이하	0.40 이하	0.33 이하
<i>AH 90, DH 90, EH 90</i>	<i>TMCP</i>	0.60 이하	-	-	-	-	-	0.38 이하	0.28 이하
	<i>QT</i>	0.68 이하	0.75 이하	-	-	-	-	0.40 이하	-
<i>AH 97, DH 97, EH 97</i>	<i>QT</i>	0.75 이하	-	-	-	-	-	0.40 이하	-

3.2. 용접부 형상

용접부 형상은 두께 100 mm 강재에 K-groove 가공하여 양면 용접하였다. 실제 산업적 측면에서 두께 50 mm 이상의 강재를 용접할 때는 양면 용접을 하는 것이 보통이다.

또한 본 연구에서는 선급 기준에 따라 강재를 평가하는 방법을 따르되, 실제 해양플랜트 건조 시의 HAZ 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 연구하기 위해 선급 규정 상의 통상적인 단면 1/2 V-groove 용접 대신 K-groove 용접하였다. 용접부 형상 및 샤르피 충격시편 제작 위치를 아래의 Figure 3-1 에 같이 나타내었다.

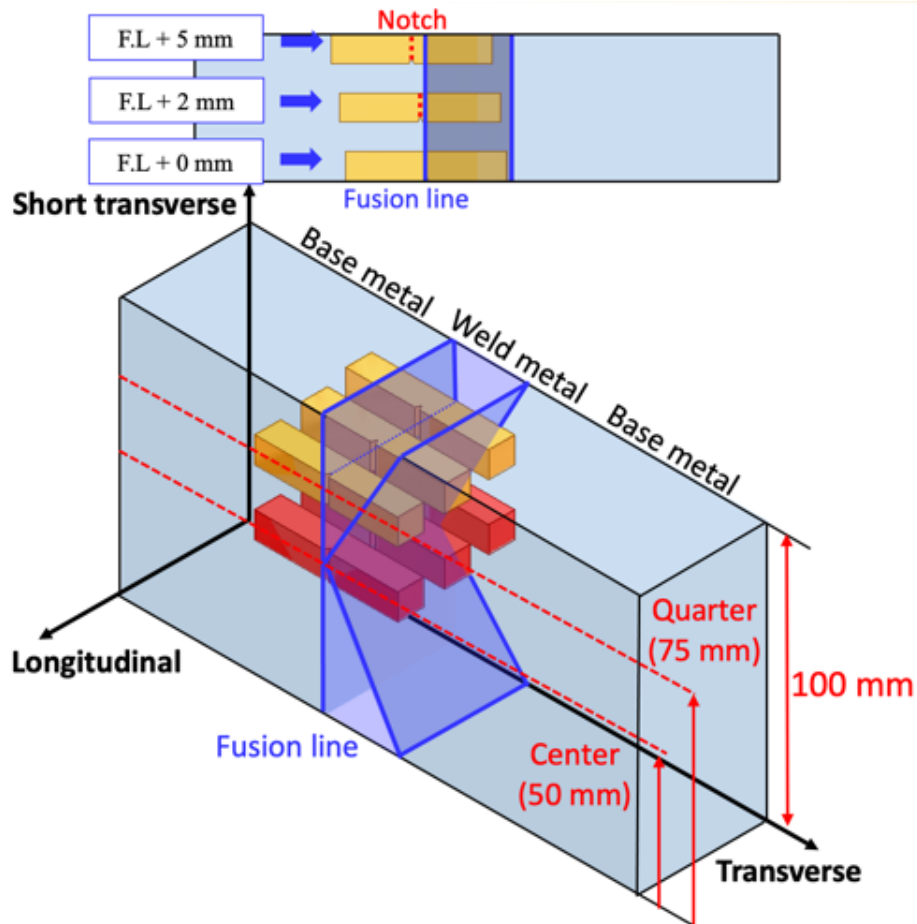


Figure 3-1. Schematic illustration of the FCAW welding specimen and Charpy V notch impact test specimens, which making notches from fusion line 0 mm, 2 mm, 5mm, respectively

3.3. 용접 조건

용접 시편을 제작하기 위해 용접한 전류, 입열량, 이송속도 그리고 예열온도를 아래의 표 4 에 정리하였다. 입열량은 선급규격인 EN 10225;2009 규격에 근거하여 Butt type 기준으로 계산한 결과인 7.0 ± 2 kJ/cm 의 규격내에 준하는 입열량으로 용접하였다.

또한 최근의 해양플랜트용 후판은 생산성 제고를 위해 후열처리(PWHT, Post weld heat treatment)없이 용접하는 것이 일반적이다. 따라서 본 실험에서도 후열처리가 요구되지 않는 용접조건을 설정하여 용접하였다.

Table 3-6. FCAW conditions

Specimen	Heat input (kJ/cm)	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Pre-heating temperature(°C)	PWHT	Shielding gas
FQ, FC	8.08	265	30.5	60	125-150	No PWHT	CO2 100%, external supply

3.4. 미세조직 분석

본 연구에서 사용된 강재의 모재 및 용접 시편의 T-S 면(Transverse – short transverse plane)의 미세조직을 관찰하기 위하여 시편을 연마하고, 3% Nital 용액(Ethanol 97% + Nitric acid 3%)으로 에칭한 후 광학현미경(OM, Optical microscope)과 주사전자현미경(SEM, Scanning electron microscope)을 통해 미세조직을 관찰하였다. 또한 각 시편의 미세조직 상분율 및 미세조직의 크기를 이미지 분석하여 정량화 하였다. 또한 용접 시편에서의 HAZ 미세조직의 베이나이트 패킷을 구분하기 위하여 후방산란전자회절패턴분석기(EBSD, Electron Backscatter Diffraction) 분석 하였다. EBSD 분석을 위해 시편의 표면을 기계적으로 연마한 후, A2 용액(2-부톡시에탄올 + 에탄올 + 증류수 + 과염소산)을 사용하여 flow rate 3, 40 – 50 V, 3s 조건으로 전해연마 하였다. EBSD 분석은 주사전자현미경 내에서 step size 0.2 μm 로 실시되었으며, 결정 방위는 OIM analysis 소프트웨어를 이용하여 분석하였다.

3.5. 경도 분석

시편의 경도를 측정하기 위하여 하중 0.3kg 으로 비커스 경도시험하였다. 무부하 시간은 3 sec 였고 압입 유지시간은 12 sec 의 조건으로 시험하였다. 또한 열영향부 영역을 확인하기 위해 0.2 mm 간격으로 압입 시험하여 contour map 을 작성하였다. 이 때의 경도시험의 하중값은 형성되는 압흔이 열영향부 미세조직의 베이나이트 패킷 내부에 들어갈 수 있는 시험 하중으로 선택하였다. 이를 통해서 미세조직의 결정립계 혹은 패킷 경계에 압흔이 형성되는 경우를 최소화하고자 하였다.

3.6. 샤르피 충격 시험

용접 후 HAZ 미세조직의 저온충격인성을 평가하기 위하여 K-groove 용접 시편의 1/4t, 1/2t 위치에서 각각 용융선에서 0, 2, 5 mm 떨어진 위치에 노치를 T-L 방향으로 가공하여 시편을 제작했다. 이를 3.1 용접부 형상의 Figure 3-1 에 나타내었다. 충격 시험 방법은 선급규정에 따라 실시하였다. 선급규정인 BS EN 10225:2009 상의 용접부 충격인성 평가방법을 아래에 Figure 3-2 에 나타내었다.

선급규정 상 1/2 V-groove 형상으로 용접된 용접 시편의 수직한 부분의 1/4t 두께위치에서 용융선으로 부터 0, 2, 5 mm 떨어진 위치에 노치를 형성하여 시편을 제작하여 충격 시험하는 것이 일반적이다. 그러나 본 연구에서는 실제 선박 건조현장에서 적용되는 용접방식을 따라 두께 50 mm 를 초과하는 강재를 K-groove 형상으로 양면용접하였다.

이는 용접시편 중앙부분에 가해지는 용접 입열량이 1/2 V-groove 조건일 때보다 더 많아지는 결과를 초래한다. 따라서 선급규정 상의 평가방법보다 더 낮은 저온충격인성을 보일 것으로 예상된다. 또한 강재의 두께영향을 살펴보기 위해 1/2t 두께위치에서 샤르피

충격시편을 추가 가공하여 충격 시험하였다. 충격시편은 BS EN 10045-1:1990 의 기준을 따라 표준 크기인 55*10*10 mm 의 v 노치 형상의 시편으로 제작하였다. 그리고 저온충격인성을 비교하기 위해 각각 -20, -40, -60°C에서 충격 시험하였다.

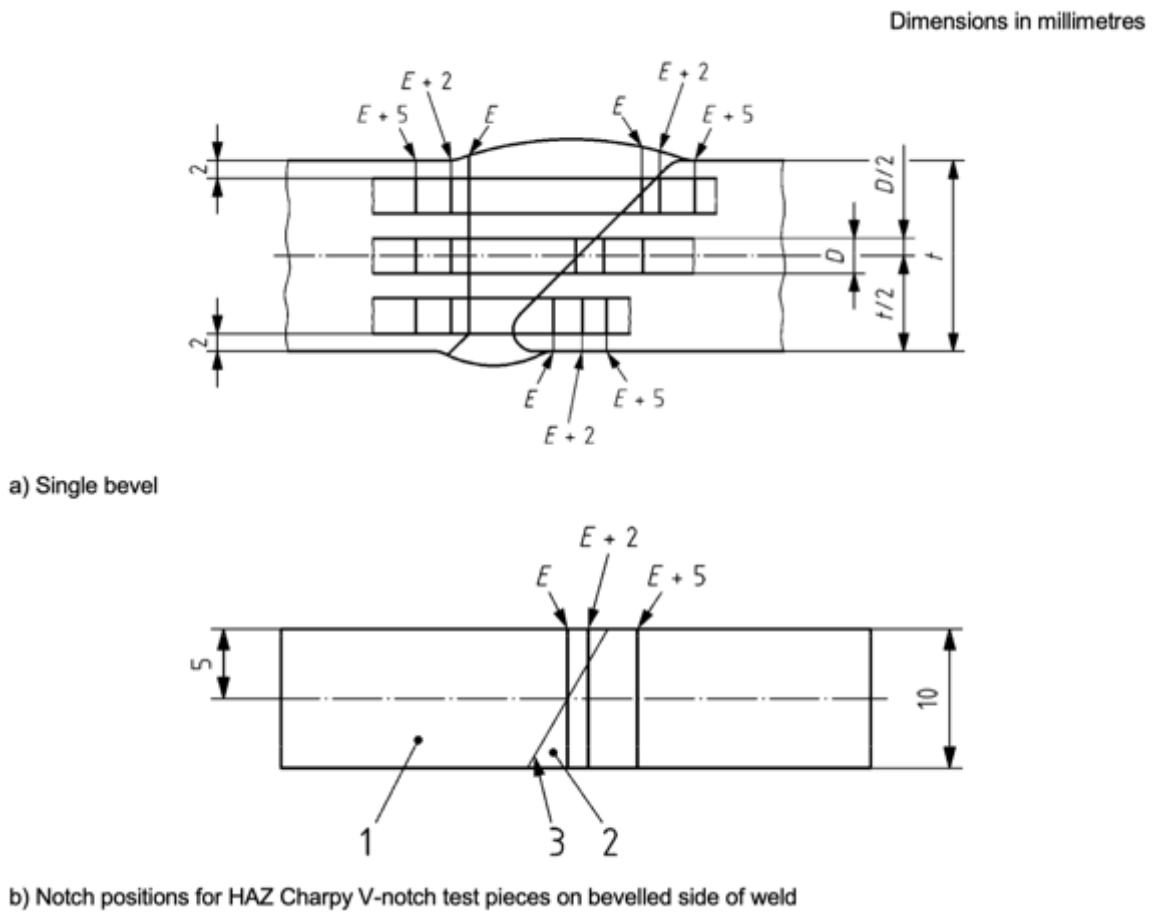


Figure 3-2. Location of Charpy V-notch impact test pieces for plate butt weld [5]

4. 실험 결과

4.1. 모재 미세조직

강재 A 의 모재 미세조직을 광학현미경을 이용하여 관찰한 결과를 아래의 Figure 4-1.에 나타내었다. 각각의 미세조직을 두께위치별로 관찰한 결과, QT(Quarter thickness)에서의 미세조직은 미세한 침상형 페라이트(AF, Acicular ferrite)가 주상을 구성하며, 일부 조대한 입상형 베이나이트(GB, Granular bainite)가 혼재된 미세조직을 보이고 있다. 이 외에도 일부 탄화물이나 MA 상(Martensite-Austenite constituent)과 같은 2 차상이 형성된 것을 알 수 있다. CT(Center thickness)에서의 미세조직을 관찰한 결과, 등축상에 가까운 준다각형 페라이트(QPF, Quasi-polygonal ferrite)가 대다수로 주 조직을 구성하는 것을 보이며, AF 가 일부 형성된 미세조직을 보인다. 또한 QT 에서의 미세조직 관찰결과와 마찬가지로 탄화물이나 MA 상으로 구성된 2 차상이 일부 형성된 것을 알 수 있다.

미세조직 관찰결과를 토대로 상분율을 측정한 결과를 Table 4-1 에 나타내었다.

상분율 결과는 각 위치에서 x500 배율의 광학현미경 미세조직을 9 장 Image analysis 하여 평균적인 상분율을 제시하였고, 2 차상의 상분율은 MA 상 및 탄화물을 제외한 부분을 검게 표현하는 Lepera etching 한 결과로부터 얻었다. 상분율을 측정한 결과, QT 에서의 미세조직의 주상은 AF 가 가장 많은 분율을 보였으며, GB 의 분율이 그 다음으로 많았다. 2 차상의 분율은 약 15%로 나타났다.

CT에서의 미세조직은 QPF 가 주상을 구성했으며 AF가 그 다음으로 많은 20%의 상분율을 보였다. GB 의 상분율은 10%였으며, 2 차상의 상분율은 10%로 나타났다.

Ac₃ 온도인 850°C보다 높은 900°C의 온도로 재가열하고 2hr 동안 유지한 후 급랭한 조직으로 측정된 오스테나이트 결정립 크기(AGS, Austenite grain size)는 직경은 QT 에서 36 - 89 μm 이었고, CT 에서 34 - 82 μm 로 유사한 수준이었다. 강재의 Ac₃ 온도는 다음의 식(Eq.4-1) [22]에 따라 계산하였다.

$$AC_3 = 925 - 219\sqrt{C} - 7Mn + 39Si - 16Ni + 13Mo + 97V \quad \text{Eq. 4-1}$$

미세조직의 형태(morphology) 및 2 차상의 종류를 보다 자세히 관찰하기 위하여 주사전자현미경으로 미세조직을 x1500 배율로 관찰한 결과를 아래의 Figure 4-1 에 제시하였다. QT 위치에서 광학현미경으로 관찰한 것과 같이 AF 가 주 조직을 구성하고, GB 가 그 다음으로 많은 상을 구성함을 재확인하였다. 일부 탄화물들이 입상형 베이나이트 내부에 섬(island)형태로 형성되어 있는 것을 관찰했으며, AF 근처로 탄화물이 형성된 것을 확인하였다. MA 상 또는 잔류오스테나이트(RA, retained austenite)는 관찰되지 않았다.

CT-위치에서 미세조직을 SEM 이미지 관찰한 결과, 주상은 QPF 로 구성되어있는 것을 확인하였고 GB 가 일부 형성된 것을 확인하였다. 또한 2 차상이 탄화물과 페라이트가 혼합된 형태로 나타난 것을 확인하였다. GB 의 패킷 내부에 분포한 탄화물의 분포형태나 양에서 일부 차이를 보였다. QT 위치에서의 GB 패킷의 sub unit 사이에 분포한 탄화물 혹은 2 차상이 다시 관찰되었으나, CT 위치에서의 GB 패킷 내에서는 적게 관찰되었다. 모재 미세조직의 결정립 크기를 정량화한 결과를 Table 4-1 에 제시하였다.

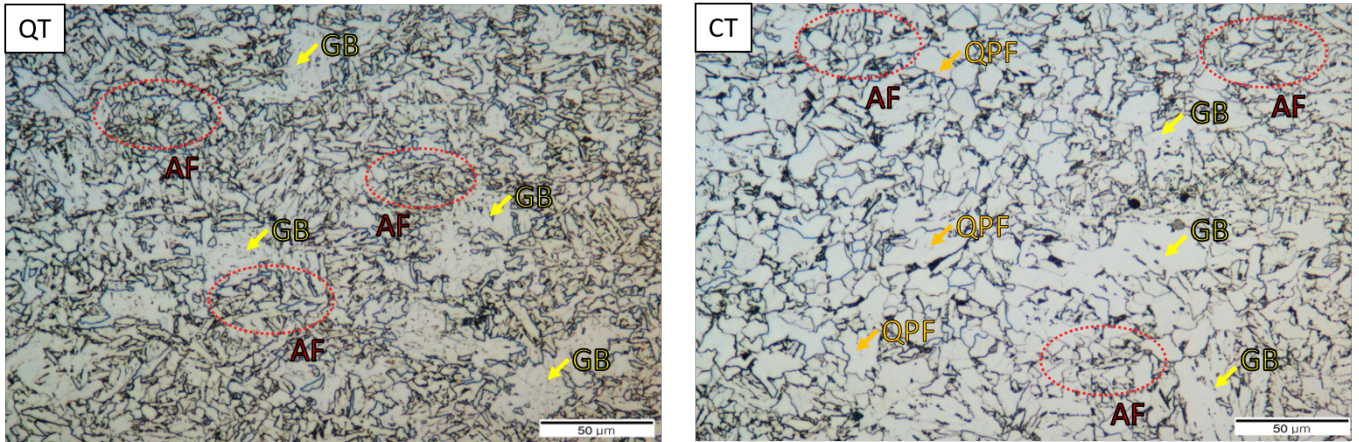


Figure 4-1. Microstructures of Base Steel A, Quarter thickness and Center thickness, respectively

Table 4-1. Phase volume fraction of Base steel A and austenite grain size(AGS) of base steel A

Steel	Phase volume fraction (%)				Diameter (μm)
	Quasi-polygonal ferrite	Acicular ferrite	Granular bainite	Second phase	Austenite grain size (900°C)
A-QT	-	45±4	40±3	15±4	34 ~ 82
A-CT	50±4	20±3	10±5	10±3	35 ~ 89

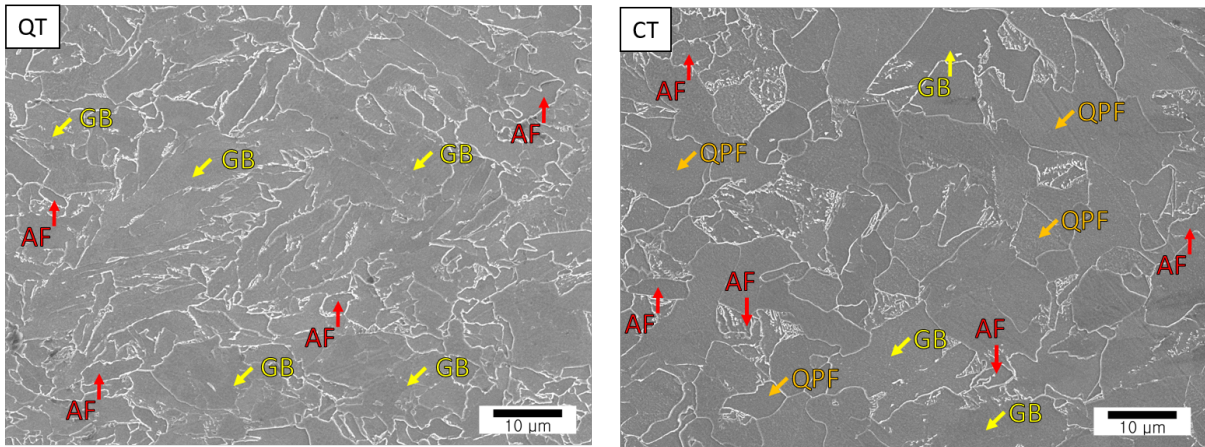


Figure 4-2. SEM images of the microstructures of base Steel A, quarter thickness (QT) and center thickness (CT), respectively

Table 4-2. Average diameter of microstructures at quarter thickness (QT) and center thickness (CT)

Steel	Average diameter of phase (μm)			
	Quasi-polygonal ferrite	Acicular ferrite	Granular bainite	Second phase
A-QT	-	5\pm3	37 \pm 6	≤ 2
A-CT	15\pm3	7 \pm 4	37 \pm 11	≤ 2

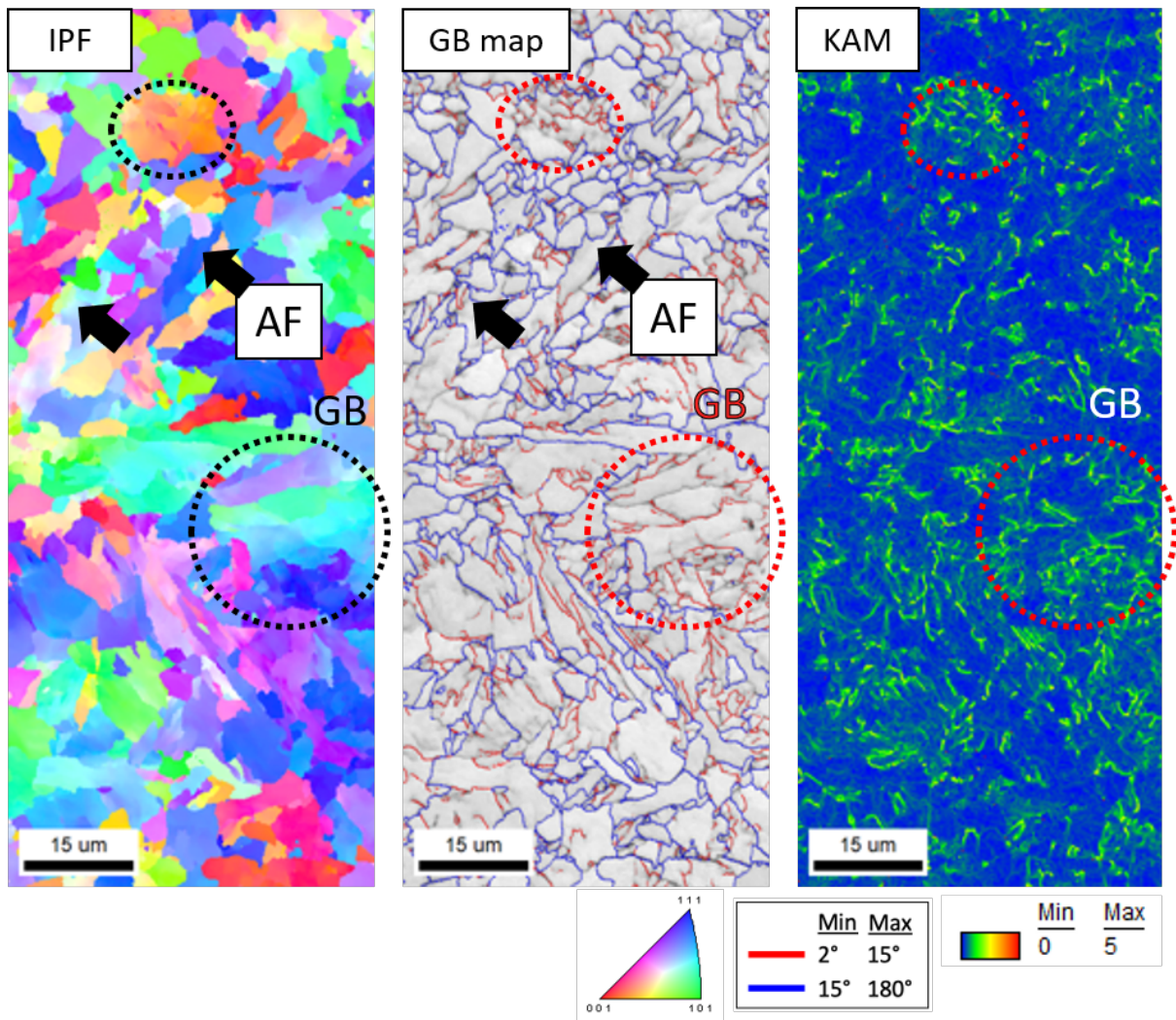


Figure 4-3. EBSD analysis data of A-steel at quarter thickness, which are Inverse pole figure map, grain boundary map and kernel average misorientation, respectively

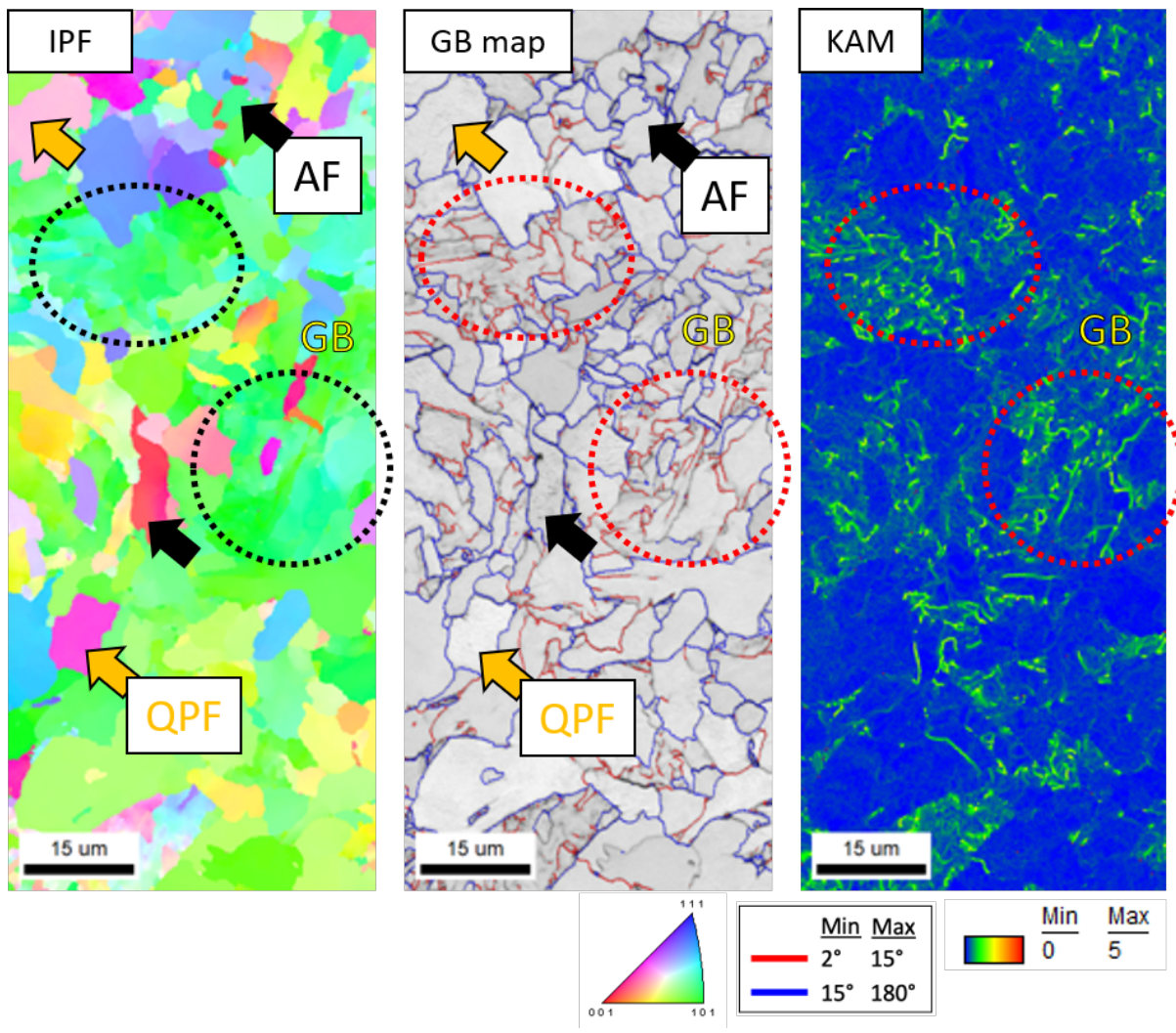


Figure 4-4. EBSD analysis data of A-steel at center thickness, which are Inverse pole figure map, grain boundary map and kernel average misorientation, respectively

4.2. 모재의 기계적 특성

모재의 인장 특성 및 저온충격인성 시험 결과를 아래의 Table 4-3, Table 4-4 에 나타내었다. 모재의 인장 특성을 시험하기 위해 길이방향은 Transverse 방향으로, 전 두께 판상 인장 시편을 제작하여 시험한 결과이다. 모재의 항복강도는 456 ± 7 MPa, 인장강도는 597 ± 2 MPa, 총연신율은 $25\pm 1\%$ 로 계산되었다. 제공받은 강재는 현대제철의 -40°C CVN 보증 항복강도 460 MPa 급 두께 100 mm 선급 해양구조물용 고장력강으로, 선급규정에 따라 기계적 특성 요구치를 충족해야한다. 아래의 Table 4-7 에 강재의 열처리, 강재 등급, 두께에 따른 기계적 특성 요구치에 관한 선급규정을 제시했다. Table 4-5 를 보았을 때, 항복강도 460 MPa 에 대응하는 EH47 TMCP 강의 두께 50 mm 초과 강재에 요구되는 항복강도는 430 MPa 로 시험에 사용한 강재는 선급규정을 충족하였다.

저온충격인성을 평가하기 위해 강재의 1/4t (Quarter thickness)위치에서 V-노치를 가공한 충격시편으로 -20°C , -40°C , -60°C 에서 샤르피 충격 시험을 하였다. 저온 충격시험 결과를 보면 -20°C 에서 -60°C 순으로 흡수에너지의 평균값은 각각 318 ± 29 , 311 ± 10 , 277 ± 18 J 로 나타났다. 시험 온도가 낮아짐에 따라 평균 흡수에너지는 낮아지는 경향을 보이지만, 선급규정의 동급 EH47 강재에 요구되는 46 J 이상의 평균 흡수ener지를 보였음을 알 수 있다. 따라서 본 시험에 사용된 모재는 항복강도 460 MPa 급의 -40°C CVN 보증 강재임을 확인하였다.

Table 4-3. Mechanical properties of the base steel A

Steel	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
A	456±7	597±2	25±1

Table 4-4. Low temperature CVN impact test results of base steel A, which were tested at -20°C, -40°C and -60°C, respectively.

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J)	
	1st/2nd/3rd	Average absorbed energy (J)
-20	342/325/286	318±29
-40	320/314/300	311±10
-60	297/274/260	277±18

Table 4-5. Requirements of a mechanical properties for steel for offshore plant in KR-Rules [2]

재료 기호	열 처리	인장시험 ⁽¹⁾						충격시험 ⁽¹⁾⁽²⁾				
		항복강도 (N/mm ²)			인장강도 (N/mm ²)			연신율 (%) ⁽³⁾ ($L = 5.65\sqrt{A}$)		시험 온도 ⁽⁴⁾ (°C)	평균흡수 에너지 (J)	
		호칭두께 t(mm) ⁽⁵⁾			호칭두께 t(mm) ⁽⁵⁾							
		3≤t≤50	50<t≤100	100<t≤250	3≤t≤100	100<t≤250		L	T ⁽⁶⁾	L	T	
AH 43	N, CR, TMCP, QT	420이상	390이상	365이상	520~680	470~650	21이상	19이상	0	42이상	28이상	
DH 43									-20			
EH 43									-40			
FH 43									-60			
AH 47	N, CR, TMCP, QT	460이상	430이상	390이상	540~720	500~710	19이상	17이상	0	46이상	31이상	
DH 47									-20			
EH 47									-40			
FH 47									-60			
AH 51	TMCP, QT	500이상	480이상	440이상	590~770	540~720	19이상	17이상	0	50이상	33이상	
DH 51									-20			
EH 51									-40			
FH 51									-60			
AH 56	TMCP, QT	550이상	530이상	490이상	640~820	590~770	18이상	16이상	0	55이상	37이상	
DH 56									-20			
EH 56									-40			
FH 56									-60			
AH 63	TMCP, QT	620이상	580이상	560이상	700~890	650~830	17이상	15이상	0	62이상	41이상	
DH 63									-20			
EH 63									-40			
FH 63									-60			
AH 70	TMCP, QT	690이상	650이상	630이상	770~940	710~900	16이상	14이상	0	69이상	46이상	
DH 70									-20			
EH 70									-40			
FH 70									-60			
AH 90	TMCP, QT	890이상	830이상	-	940~1100	-	13이상	11이상	0	69이상	46이상	
DH 90									-20			
EH 90									-40			
AH 97	QT	960이상	-	-	980~1150	-	12이상	10이상	0	69이상	46이상	
DH 97									-20			
EH 97									-40			

(비고)

- (1) L 및 T는 시험편의 길이방향이 압연방향과 각각 평행 및 직각인 경우를 나타낸다.
- (2) 1조의 시험편 중에서 2개 이상이 규정의 평균흡수에너지값 미만이거나 어느 한 개라도 규정의 평균흡수에너지값의 70% 미만인 경우는 불합격으로 한다.
- (3) R1B호 시험편(L=200mm)을 사용하는 경우의 연신율 최소값은 표 2.1.36에 따른다.
- (4) 규칙 7편 5장의 규정을 적용하는 강재의 충격시험 온도는 표 2.1.37에 따른다.
- (5) 해양 플랫폼의 랙(rack) 등과 같이 설계에서 두께방향 인장특성을 요구하는 강판 및 형강의 경우, 두께 증가에 따른 최소항복강도 및 최소인장강도의 감소는 허용하지 않는다.
- (6) 강판 및 평강을 제외하고, 인장시험편을 압연방향에 평행(L방향)하게 채취하는 제품의 경우, 연신율 값은 T방향 값보다 2% 더 큰 값이어야 한다.

4.3. 용접 시편 HAZ 미세조직

용접시편의 HAZ 미세조직을 용융선(F/L, Fusion line)으로부터 0, 2, 5 mm 떨어진 위치의 미세조직을 각각 분석하였다. 용접시편의 Macro 조직사진을 Figure 4-5 에 제시하였고, 각 두께 위치 별로 용융선에서 0, 2, 5 mm 떨어진 시편의 광학현미경 미세조직 사진을 Figure 4-6 에 제시하였다. 두께 위치에 따라 FQ (FCAW quarter thickness), FC (FCAW center thickness)시편으로 명명하였고, 뒤의 숫자는 용융선에서 각각 0, 2, 5 mm 떨어진 거리임을 나타내었다. 이때, 용융선의 위치는 각 두께위치에 형성된 용융금속(WM, Weld metal) 중 반복 입열을 받았지만 1300°C이상의 온도로 재가열되어 CGHAZ 미세조직이 분해되지 않는 UACGHAZ (Figure 4-5 의 화살표 지시영역)로 정의하여 분석하였다. 임의로 용융선 위치를 지정한 이유는 Figure 4-5 의 마크로 조직사진에서 나타나듯이, 실 용접 시 형성되는 용융선이 직선의 형태로 나타나지 않기때문이다. 이로 인해 기준에 따라 용융선 위치의 미세조직이 달라질 수 있다. 용접시편의 HAZ 미세조직을 분석하여 상분율과 미세조직의 크기를 정량화한 결과를 Table 4-6, Table 4-7 에 각각 제시하였다. 그리고 용융선에서 떨어진 거리별로 미세조직을 관찰하였다.

FQ0 와 FC0 시편의 미세조직은 공통적으로 베이나이트계 페라이트(BF, bainitic ferrite)가 형성된 것이 관찰되었으며, 입상형 베이나이트(GB, granular bainite)는 래스형 마르텐사이트(LM, lath martensite)와 침상형 페라이트(AF, acicular ferrite)가 혼합된 조직이 패킷내에 공존하는 것을 관찰하였다. 상분율을 비교해 보았을 때, FQ0 는 주상이 BF, 그 다음으로 AF(LM), GB, 2 차상의 순으로 상분율이 높았다. 이 때의 AF(LM)은 AF 를 주상으로 하고 LM 이 혼합된 형태로 나타나는 상을 표현하였다. FC0 는 주상이 GB, 그 다음으로 BF, AF(LM), 2 차상의 순으로 상분율이 높았다.

FQ2 와 FC2 는 각각 모재 A 강재의 QT 위치, CT 위치의 미세조직과 상분율이 유사한 결과를 보였다. FQ2 는 주조직이 AF 로 구성되었으며 GB 가 40%의 상분율을 보였다. FC2 는 모재 A 강재의 CT 위치에서의 미세조직과 상분율이 유사하였다. 상분율은 QPF 가 주조직을 구성하였으며, AF, GB 순으로 상분율이 높았다.

FQ5 시편은 주상이 AF 로 구성되어 있었고, GB 가 40%의 상분율로 그 다음으로 높은 상분율을 보였다. FC5 시편은 주상이 QPF 로 구성되었고, AF, GB 순으로 높은 상분율을 보였다. 즉, F/L + 2 mm, F/L + 5 mm 에서의 미세조직은 모재의 미세조직적 특성과 매우 유사한 결과를 보였다. 용융선 이격거리 별로 미세조직의 크기를 비교하면, F/L + 0 mm 에 해당하는 FQ0 의 주상인 BF 는 평균 직경 40 μm 의 크기를 가졌으며, GB 는 평균 직경 20 μm 의 크기를 보였다. FC0 의 주상인 GB 는 평균 직경 40 μm 의 크기를 가졌으며, GB 는 평균 직경 30 μm 의 크기를 나타냈다. 이를 보았을 때, QT 위치에서는 BF 조직의 크기가 더 크게 나타났으며, CT 위치에서는 GB 조직의 크기가 더 크게 나타난 것으로 보인다. 또한 AF 의 크기를 비교했을 때, QT, CT 위치 순으로 각각 평균 직경 25 μm , 20 μm 으로 나타나 QT 위치에서 AF 가 보다 크게 나타난 것을 확인하였다.

F/L + 2 mm 에 해당하는 FQ2, FC2 의 조직 크기를 비교했을 때, FQ2 의 주상인 AF 의 평균 직경은 45 μm , GB 의 평균 직경은 40 μm 으로 나타났다. FC2 의 주상인 QPF 의 크기가 평균 직경 40 μm , AF 의 크기는 평균 직경 30 μm , 그리고 GB 의 평균 직경은 25 μm 으로 나타났다. F/L + 5 mm 에 해당하는 FQ5, FC5 의 조직 크기를 비교했을 때, FQ5 의 주상인 AF 의 평균 직경은 50 μm , GB 의 평균 직경은 40 μm 으로 나타났다. FC5 의 주상인 QPF 의 크기가 평균 직경 40 μm , AF 의 크기는 평균 직경 30 μm , 그리고 GB 의 평균 직경은 20 μm 으로 나타났다. 이를 통해 보았을 때, F/L + 2 mm 와 F/L + 5 mm 의 미세조직은 서로 상분율이 유사할 뿐만 아니라 전체적인 조직의 크기도 유사한 것을 알 수 있다.

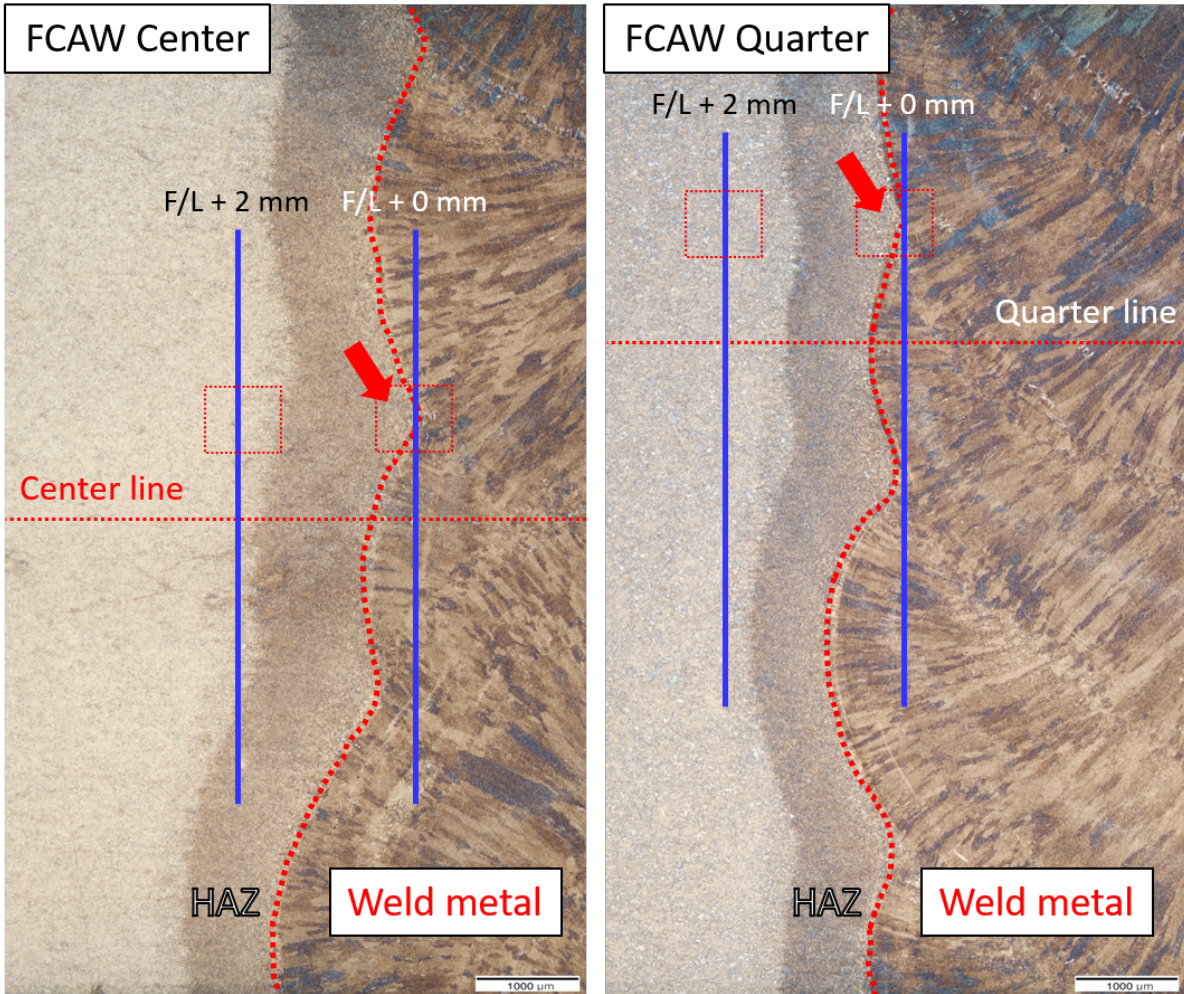


Figure 4-5. Macrograph of FCAW welding specimen at quarter thickness and center thickness

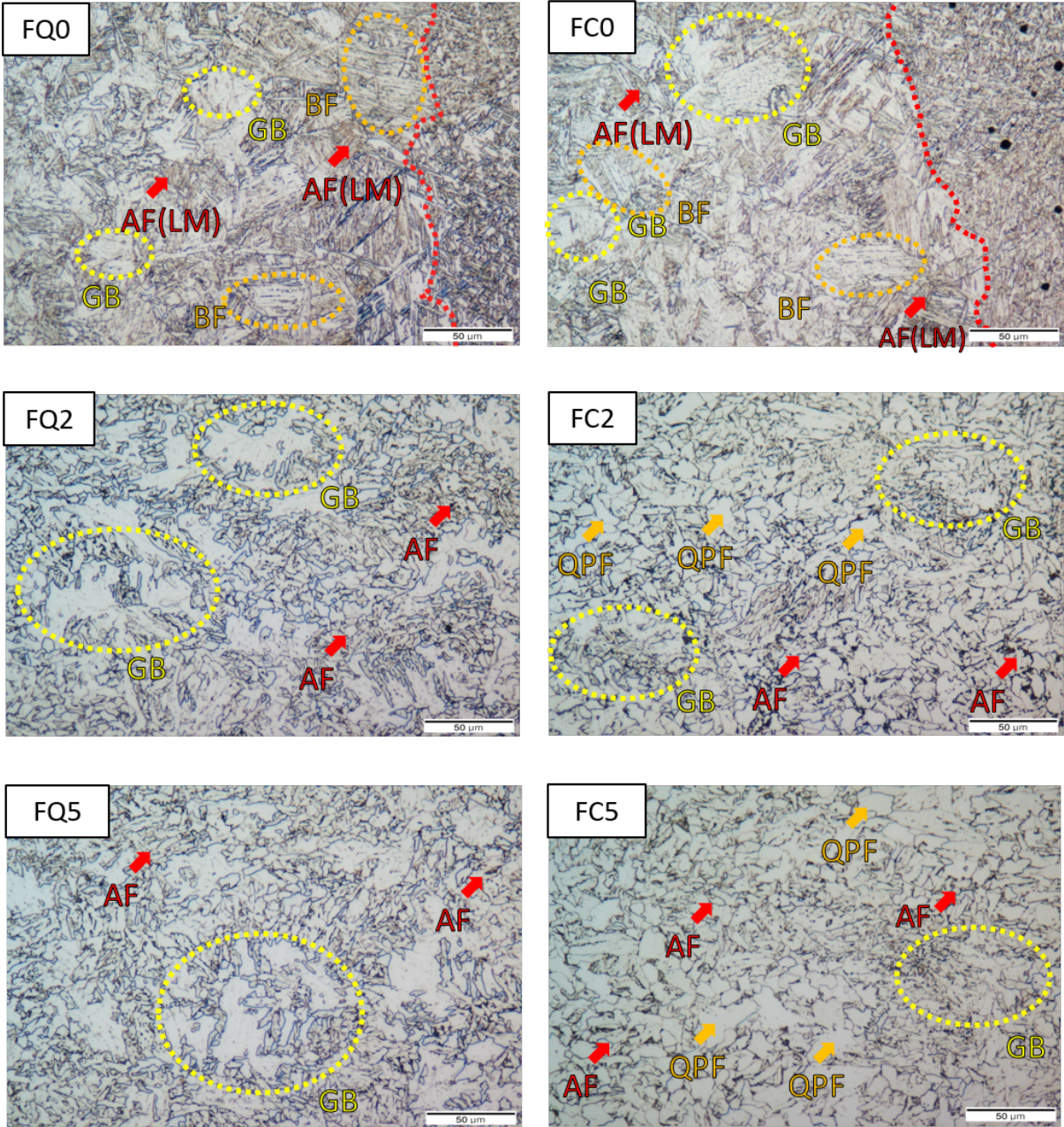


Figure 4-6. HAZ microstructures of quarter thickness (FQ) and center thickness (FC) with far from fusion-line 0, 2, 5 mm, respectively

Table 4-6. Volume fraction of HAZ specimens (quarter thickness, center thickness) far from fusion-line 0, 2, and 5 mm, respectively

Specimen	Phase volume fraction (%)					
	Quasi-polygonal ferrite	Acicular ferrite (Lath martensite)	Acicular ferrite	Bainitic ferrite	Granular bainite	Second phase
FQ0	-	25±5	-	40±8	20±9	15±7
FC0	-	20±3	-	30±7	40±6	10±2
FQ2	-	-	45±7	-	40±5	15±4
FC2	40±4	-	30±5	-	25±4	5±4
FQ5	-	-	50±4	-	40±6	10±2
FC5	40±3	-	30±4	-	20±5	10±3

Table 4-7. Average grain size of HAZ specimens at quarter thickness and center thickness far from fusion-line 0, 2, and 5 mm, respectively

Specimen	Average diameter of HAZ microstructures (μm)					
	Quasi-polygonal ferrite	Acicular ferrite (Lath martensite)	Acicular ferrite	Bainitic ferrite	Granular bainite	Second phase
FQ0	-	6±3	-	58±30	42±17	≤ 2
FC0	-	7±3	-	63±13	55±12	≤ 2
FQ2	-	-	8±4	-	40±13	≤ 2
FC2	23±4	-	13±3	-	36±6	≤ 2
FQ5	-	-	8±3	-	38±15	≤ 2
FC5	17±6	-	6±2	-	37±4	≤ 2

4.4. 용접 시편 경도시험 결과

용접시편을 0.3 kgf 의 하중으로 FQ, FC 시편의 용접금속(Weld metal)을 원점으로 하여 모재 방향으로 약 6 mm 가량 경도시험하여 contour map 으로 표현하였다. 이 때 용접열영향부의 영역을 구분하기 위해 각 압흔간 x, y 축으로 각각 0.25 mm 이격하여 경도시험한 결과를 바탕으로 Contour map 을 작성하였다. 경도 contour mapping 결과는 아래의 Figure 4-7 에 제시하였다.

경도시험한 결과, F/L + 0 mm 에서 약 0.7 mm 이내의 거리에서 FQ, FC 두 시편의 경도의 최고값이 나타났다. 경도의 최고값은 FQ 시편에서 305.5 HV, FC 시편에서 290.5 HV 로 나타났다. F/L+2 mm 에서의 경도값과 F/L+5 mm 에서의 경도값은 같은 두께 위치 내에서는 차이가 없었다. 다만, 두께 위치 별로 비교해보았을 때는, 전반적인 CT 시편의 경도값이 QT 시편의 경도값 보다 약 10 ~ 20 HV 정도 낮게 측정되었다.

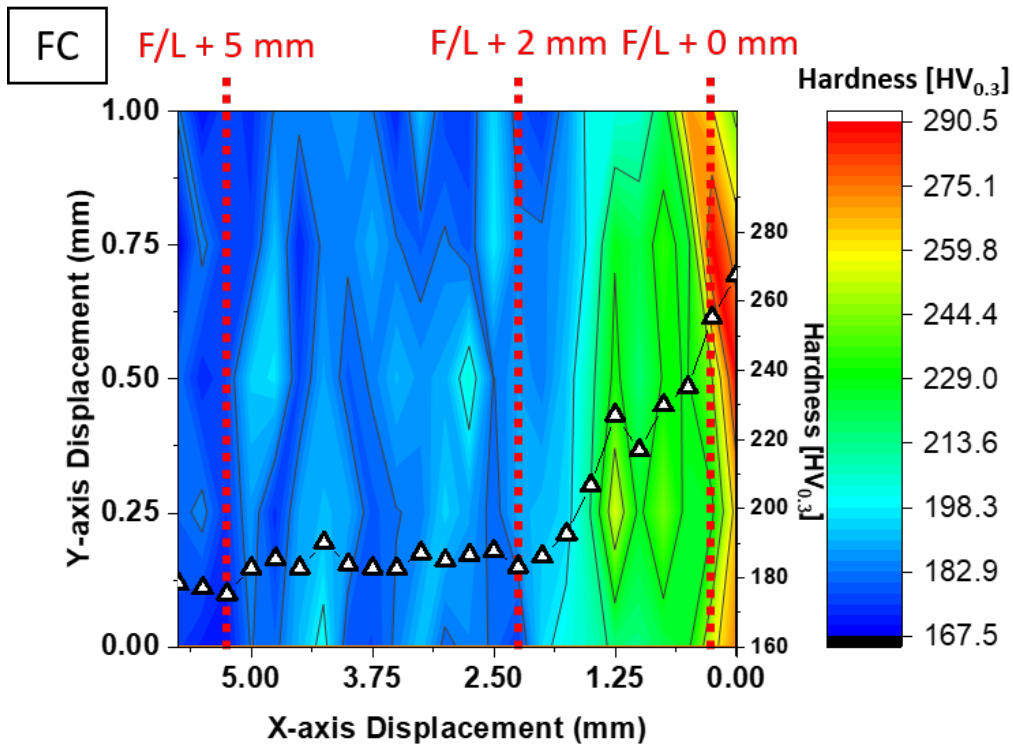
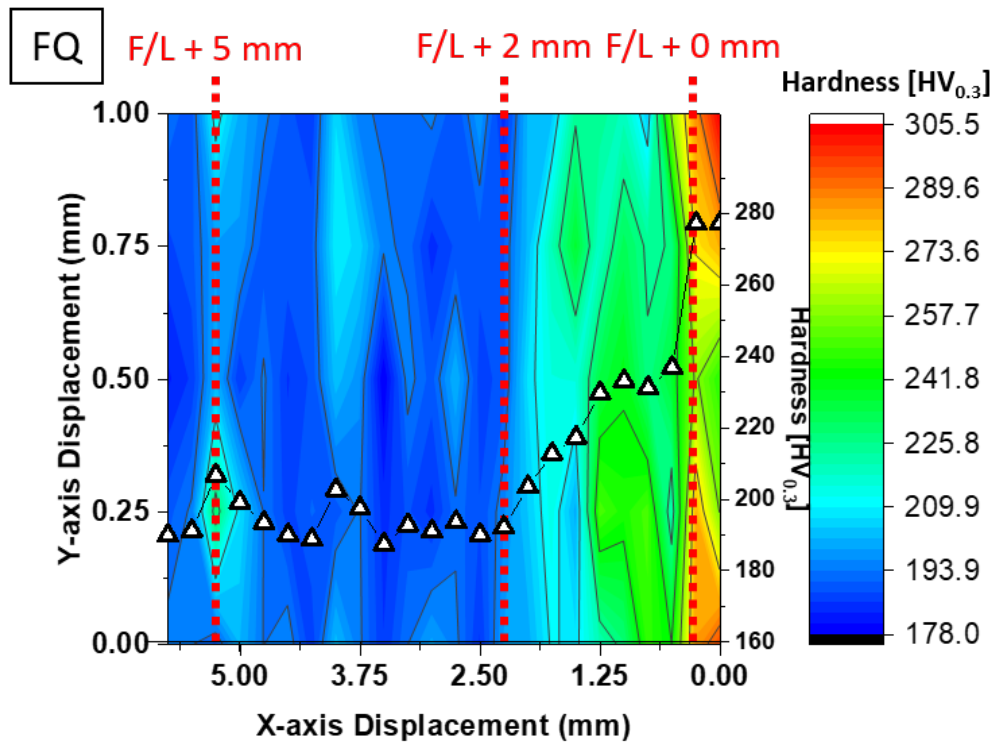


Figure 4-7. Hardness contour map of FQ specimen (above) and FC specimen (below)

4.5. 저온 샤르피 충격 시험 결과

두께 위치 별, 용융선 이격 거리 별로 -20°C , -40°C , -60°C 에서 충격 시험한 흡수에너지 결과를 Figure 4-8, Table 4-8, Table 4-9, Table 4-10 에 나타내었다. 그리고 가장 낮은 흡수 에너지를 보인 -60°C 충격시험편의 사진과 파면 SEM 이미지를 각각 Figure 4-9, Figure 4-10 에 나타내었다. 충격 시험 결과를 각 용융선 이격 거리 별로 다음과 같이 정리하였다.

(1) F/L + 0 mm에서의 저온 충격시험 결과를 보았을 때, 두께 위치에 상관없이 충격 시험 온도가 감소함에 따라 흡수에너지가 감소하는 경향을 보였다. FQ0 시험편의 평균 흡수에너지는 FQ0 시험편의 흡수에너지는 -20°C , -40°C , -60°C 에서의 시험결과 순으로 각각 149 J, 133 J, 69 J 였다. FC0 시험편의 평균 흡수에너지는 -20°C , -40°C , -60°C 에서의 시험결과 순으로 각각 240 J, 105 J, 80 J 이었다.

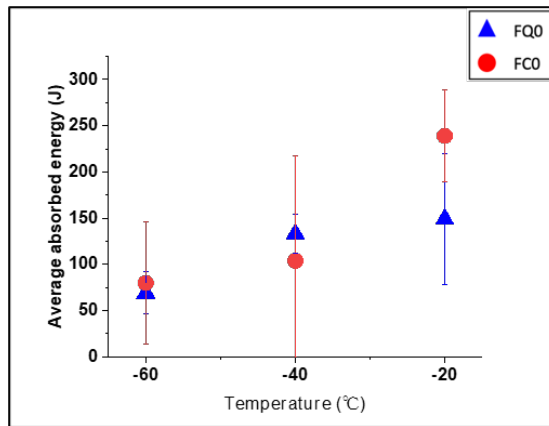
(2) F/L + 2 mm에서의 저온 충격시험 결과를 보았을 때, 모든 시험 온도에서 FQ2 시험편의 평균 흡수에너지가 FC2 시험편의 평균 흡수에너지보다 높게 나타났다. FQ2 시험편의 평균 흡수에너지는 -20°C , -40°C , -60°C 에서의 시험결과 순으로 각각 270 J, 264 J, 198 J 이었다. FC2 시험편의 평균 흡수에너지는 -20°C , -40°C , -60°C 에서의 시험결과 순으로 각각 211 J, 125 J, 33 J 이었다.

(3) F/L + 5 mm에서의 저온 충격시험 결과를 보았을 때, 모든 시험 온도에서 FQ5 시험편의 평균 흡수에너지가 FC5 시험편의 평균 흡수에너지보다 높게 나타났다. FQ5 시험편의 평균 흡수에너지는 -20°C , -40°C , -60°C 에서의 시험결과 순으로 각각 310 J, 308 J, 270 J 로 나타났고, 모재의 흡수에너지값과 유사했다. FC5 시험편의 평균 흡수에너지는 -20°C , -40°C , -60°C 에서의 시험결과 순으로 각각 187 J, 173 J, 43 J 로 나타났다.

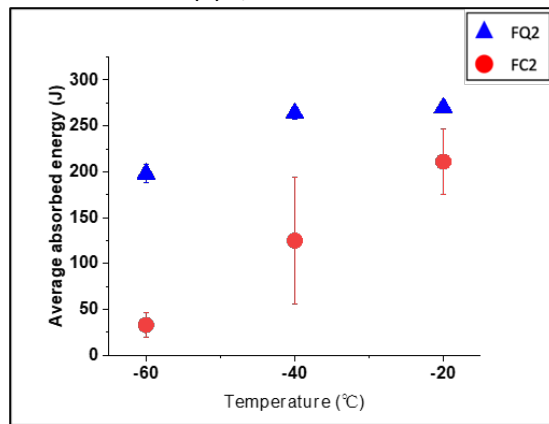
-60°C 시험결과 중에서도 가장 낮은 흡수에너지를 보인 -60°C에서 샤르피 충격 시험한 충격시편의 사진을 보았을 때, FQ 시편군이 FC 시편군 보다 높은 흡수에너지를 보였다. 특히 FQ2, FQ5 는 각각 194 J, 258 J 의 높은 흡수에너지로 인해 시편에 소성변형이 많이 발생하여 Figure 4-9 의 적색 화살표로 지시하여 나타낸 shear lip 이 크게 나타났다.

파면의 SEM 관찰위치는 모두 샤르피 충격시편의 중앙부분으로, 균열전파부분에 해당하는 부분을 관찰하였다. 파면 SEM 이미지 상에서 나타나는 FQ 시편의 연성:취성 파면 비율은 FQ0, FQ2, FQ5 순으로 각각 9:1, 9:1, 6:4 로 측정되었다. 그리고 FC 시편의 연성:취성 파면 비율은 FC0, FC2, FC5 순으로 각각 2:8, 1:9, 1:9 로 측정되었다.

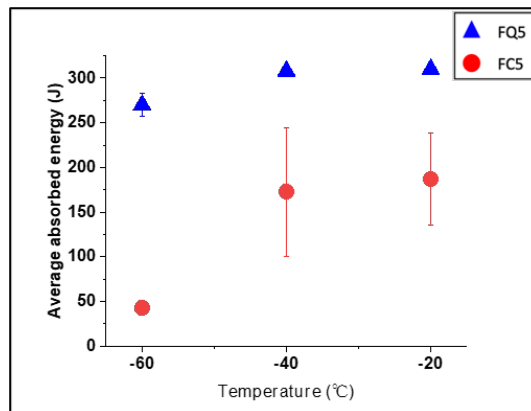
이 같은 결과를 보았을 때, FQ 시편은 용융선에서 이격거리에 상관없이 연성파면의 비율이 더 높게 나타났으며, FC 시편은 용융선 이격거리에 관계없이 비교적 벽개(Cleavage)형의 파면을 보였다. 각 충격시편의 파면 SEM 이미지에서 명확하게 구분하여 표시할 수 있는 cleavage facet 의 경계면을 표시하였다. FC0 시편에서의 cleavage facet 의 크기는 15~20 μm 였으며, FC2 시편에서의 cleavage facet 의 크기는 대략 12~21 μm 이었다. 그리고 FC5 시편에서의 cleavage facet 크기는 11~22 μm 로 측정되었다. FQ5 시편에서의 cleavage facet 크기는 10~25 μm 로 측정되었다.



(a) F/L + 0 mm



(b) F/L + 2 mm



(c) F/L + 5 mm

Figure 4-8. Charpy absorbed energy of impact specimens far from fusion line (a) 0 mm, (b) 2 mm and (c) 5 mm, which were tested at -20°C, -40°C and -60°C

Table 4-8. Low temperature Charpy impact test results of FQ0, FC0, which were tested at -20, -40 and -60°C, respectively

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) 1 st /2 nd /3 rd	Average absorbed energy (J)	Note
-20	95/122/229	149±71	FQ0
-40	148/109/142	133±21	
-60	50/95/63	69±23	

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) 1 st /2 nd /3 rd	Average absorbed energy (J)	Note
-20	185/252/282	239±50	FC0
-40	44/35/234	104±113	
-60	156/48/36	80±66	

Table 4-9. Low temperature Charpy impact test results of FQ2, FC2, which were tested at -20, -40 and -60°C, respectively

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) 1 st /2 nd /3 rd	Average absorbed energy (J)	Note
-20	264/270/276	270±6	FQ2
-40	257/263/270	264±7	
-60	190/209/194	198±10	

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) 1 st /2 nd /3 rd	Average absorbed energy (J)	Note
-20	247/175/212	211±36	FC2
-40	166/45/165	125±69	
-60	19/47/32	33±14	

Table 4-10. Low temperature Charpy impact test results of FQ5, FC5, which were tested at -20, -40 and -60°C, respectively

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) 1 st /2 nd /3 rd	Average absorbed energy (J)	Note
-20	316/306/307	310±5	
-40	316/305/304	308±6	FQ5
-60	258/269/284	270±13	

Test temperature (°C)	Charpy impact energy (J) 1 st /2 nd /3 rd	Average absorbed energy (J)	Note
-20	151/164/244	187±51	
-40	244/99/175	173±72	FC5
-60	44/41/44	43±2	

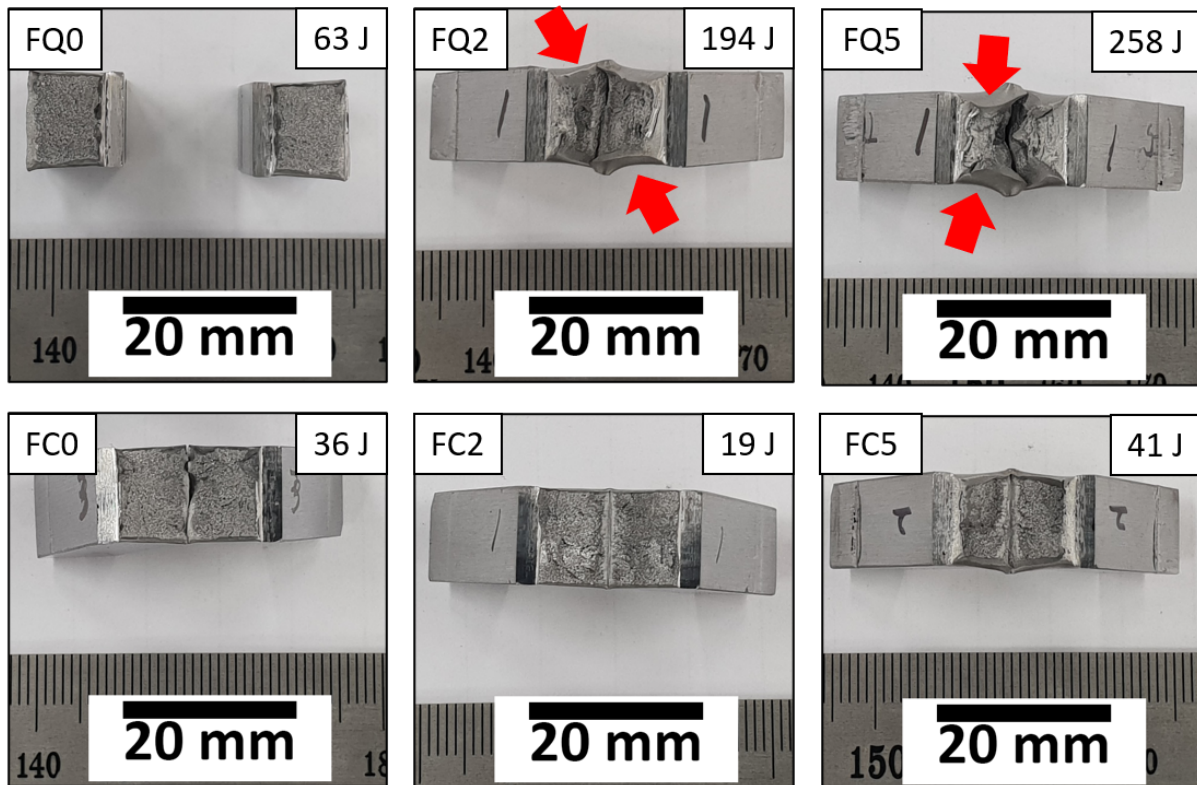


Figure 4-9. Photographs of CVN impact specimens which were tested at -60°C

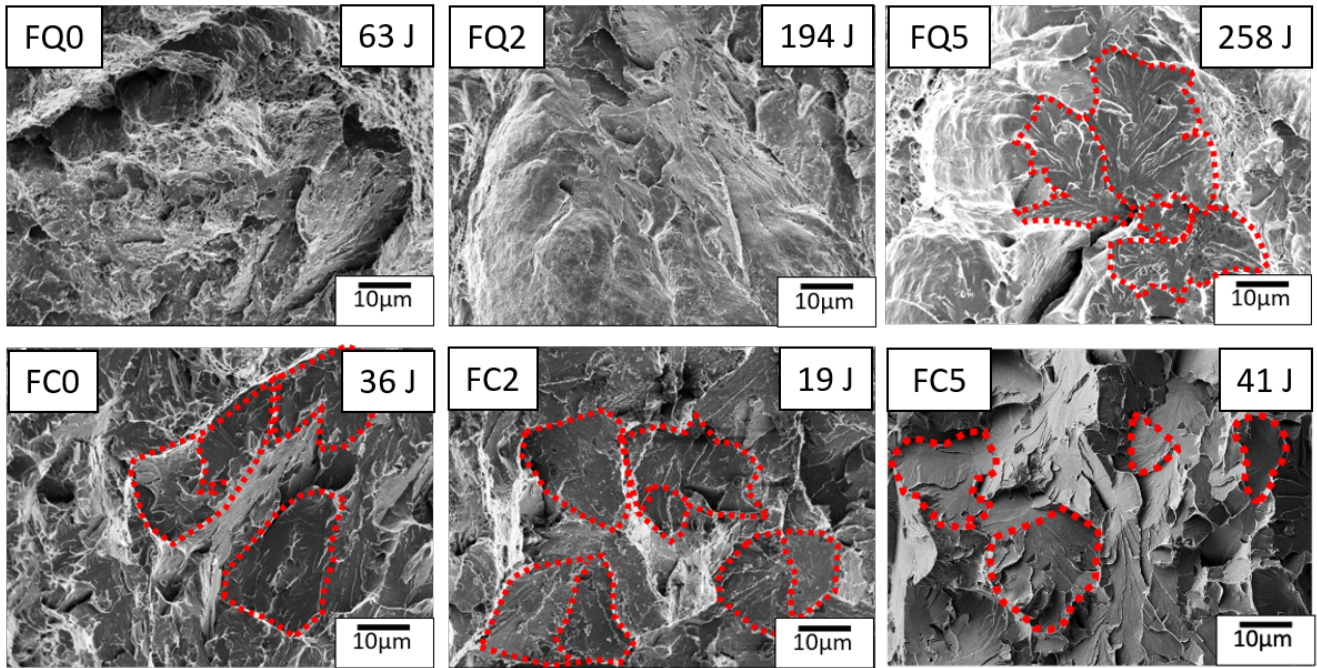


Figure 4-10. SEM images of fracture surface of CVN specimens which were tested at -60°C

5. 고찰

5.1. 모재 미세조직 형성에 미치는 강재 두께의 영향

모재의 미세조직 형성에 미치는 강재의 두께 영향을 살펴보고자 한다. TMCP 에서 두께 위치에 따라 다르게 나타나는 온도구배와 소성변형량을 아래의 Figure 5-1 의 모식도로 정리하였다. 표면에 가까울 수록 압연에 의한 소성변형량이 증가하여 오스테나이트 결정립이 더 연신되고, 중심부에 가까울 수록 덜 변형된 결과를 보일 것이다. 또한 가속 냉각단계에서 물이 직접적으로 닿는 표면부는 빠르게 냉각되고, 중심부에 가까울 수록 더 느리게 냉각되어 표면과 중심부 사이에 온도구배가 형성된다.

두께 위치 별로 형성된 미세조직을 관찰한 결과, QT 위치의 주조직이 다수의 AF 와 GB 로 구성되었고, CT 위치의 주조직은 QPF 와 AF 가 주상을 구성하였다. 선행연구에 따르면, 연속 냉각변태도 상에서 AF 와 GB 는 QPF 보다 빠른 냉각속도에서 형성되는 것으로 알려져있다. [29-32] 즉, 가속 냉각단계에서 표면에 가까운 QT 에서 CT 보다 더 빠르게 냉각된 것으로 볼 수 있다. 또한 모재의 평균 미세조직 크기를 비교하였을 때, QT 위치의 AF 는 $5\pm 3\ \mu\text{m}$, GB 는 $37\pm 6\ \mu\text{m}$ 로 나타났다. CT 위치의 QPF 는 $15\pm 3\ \mu\text{m}$, AF 는 $7\pm 4\ \mu\text{m}$, GB 는 $37\pm 11\ \mu\text{m}$ 로, QT 의 미세조직 보다 CT 의 미세조직이 더 크게 나타났다. 미세조직의 크기를 미세화 시키기 위해서는 보다 많은 핵을 형성시키고, 성장을 늦추는 것이 중요하다. 핵 생성 자리 밀도의 관점에서 보자면, 제어압연 단계에서 표면에 가까운 QT 위치에서 압연에 의한 소성변형량이 CT 위치보다 더 컸고, 이에 따라 QT 에서 연신된 오스테나이트 입계면적의 증가로 핵 생성 자리 밀도가 증가한다. 또한 압연에 의해 가해진 소성변형으로 오스테나이트 내부의 전위밀도 향상이 핵 생성 구동력을 더 크게

증가시킨다. 핵 성장의 관점에서 보았을 때, 가속 냉각단계에서 표면부에 가까울 수록 급하게 냉각되므로 QT 에서 연신된 오스테나이트 입계에서 형성된 핵이 성장할 시간이 충분하게 주어지지 않아 미세조직의 크기가 크게 성장할 수 없고 선호하는 방향을 따라 성장하는 경향을 보인다. 반면, 중심부인 CT 에서는 QT 보다 소성변형이 적어 오스테나이트 입계면적이 크지 않아 비교적 적은 양의 핵이 형성되고, 느리게 냉각되어 핵이 성장할 시간이 충분하게 주어진다. 이로 인해 비교적 미세조직의 크기가 크고, 등방향으로 성장한 조직인 QPF 가 주상을 구성하는 것으로 보인다.

이를 확인하기 위하여 아래의 Figure 5-2 에 제시한 EBSD 분석결과 중 각각의 결정방위를 색상으로 구분해주는 IPF map (Inverse pole figure map)을 비교하였다. 강재의 QT 위치에서는 다수의 핵생성에 의해서 각 결정립의 결정방위가 인접한 결정립과 다른 색상을 보여 결정방위가 다른 것을 알 수 있다. 또한 작은 결정립이 구상보다는 침상형에 가까운 형상으로 형성된 것을 알 수 있다. 반면에 CT 위치에서는 QT 위치보다 인접한 결정립과의 결정방위가 비슷하게 배열된 결정립이 다수 관찰되고, 각각의 결정립이 구상에 가까운 형태로 비교적 크게 형성된 것을 알 수 있다. 이는 핵이 적게 형성되고 느린 냉각속도로 충분한 시간동안 탄소의 확산이 이루어져 성장한 결과로 보인다. 결정립 간의 misorientation angle 에 따라 경계를 표시한 boundary map 결과를 보았을 때, QT 위치에서는 결정립간 15°이상의 misorientation 을 보여 고경각계로 표현되는 파란색으로 나타난 경계의 빈도가 높다. 통상적으로 결정립계로 간주하는 misorientation angle 기준이 10° 혹은 15°가 혼용되어 사용되고 있다. 그러나 본 연구에서는 균열전파를 억제하는 데 효과이라고 알려진 15°이상의 misorientation angle 을 가지는 고경각계를 입계로 간주하였다. 또한 결정립계가 뚜렷하게 나누어지지 않는 GB, BF 등의 베이나이트 조직은 유사한 결정방위로 배열된 plate 혹은 lath 를 하나의 패킷(packet)으로 묶어서 구분한다. 이

때의 패킷 경계를 misorientation angle 15° 이상의 고경각계로 설정하였다. 그리고 패킷의 크기를 결정립처럼 간주하는 유효결정립(effective grain)으로 정의하고, 그 크기를 측정하여 제시하였다. CT 위치에서는 비교적 큰 결정립으로 인해 고경각계로 표현되는 경계가 QT 보다 적다. 이를 정량적으로 해석한 결과를 Figure 5-3 에 나타내었다. 이 결과를 보았을 때, 강재의 QT 위치와 CT 위치에서 misorientation angle 15° 이상의 고경각계(High angle boundary)의 분율은 각각 60%, 62%로 큰 차이를 보이지 않았다. 그러나 15° 미만의 저경각계(Low angle boundary)를 10° 미만을 기준으로 다시 나누어 보았을 때 차이가 나타났다. QT 는 10° 미만의 저경각계가 28.5%, 10° 이상 15° 미만의 저경각계가 11%로 구성되었고, CT 는 10° 미만의 저경각계가 25%, 10° 이상 15° 미만의 저경각계가 13%로 나타났다. 즉, QT 보다 CT 에서 저경각계가 전반적으로 misorientation angle 이 보다 커진 경향을 보이고 있다. 이를 보았을 때, GB 내의 sub unit 의 크기가 상대적으로 더 커진 결과로 볼 수 있고, boundary map 에서 저경각계가 GB 패킷 내부에 주로 분포한 것을 확인할 수 있다. 따라서 CT 에서는 GB 패킷을 구성하는 하부조직이 더 크게 성장한 결과로도 볼 수 있다. 전체적인 결정립 크기를 비교해 보았을 때에도, QT 의 평균 직경 $8.6 \mu\text{m}$, CT 의 평균 직경 $11.8 \mu\text{m}$ 의 크기를 보여 CT 의 미세조직이 QT 의 미세조직보다 조대한 것을 확인하였다.

국부적인 잔류응력을 나타내는 KAM map 을 보았을 때, QT 위치에서 CT 위치보다 전위밀도가 더 넓게 분포한 결과를 보인다. 전위밀도가 높게 나타나는 영역을 boundary map 을 통해 확인해보면, AF 입계와 GB 의 하부조직 사이의 경계면과 패킷 경계에서 주로 나타나는 것을 알 수 있다. 일반적으로 알려진 바에 따르면 AF 의 상변태시에 불변면에서의 전단변형이 수반하게 되고, AF 가 성장하면서 전위밀도를 높여 강재의 강도를 향상시키는 데 영향을 주는 것으로 알려져있다. [30, 33]

전술한 EBSD 분석결과와 미세조직 분석결과를 통해 고찰한 모재 미세조직 변태기구를 Figure 5-4 의 모식도로 정리하였다. 연속 냉각변태도 상에서 QT 는 표면에 가까워 보다 빠른 냉각속도를 가지므로, CT 의 냉각곡선보다 좌측에 위치하게 된다. 강재가 냉각될 때의 각 상의 변태영역에 따라 세 구간으로 나누어 변태기구를 고찰했다.

1 단계는 QPF 가 형성되는 영역이다. 이 때, QT 에서는 냉각속도가 빠르므로 QPF 변태곡선의 코(nose)를 거치지 않아, 오스테나이트로 남아있게 된다. CT 에서는 느린 냉각속도로 인해, 오스테나이트에서 QPF 로의 변태가 일어나며, 계면에너지가 높아 핵 생성 구동력이 높은 오스테나이트 입계에서 불균일 핵생성으로 페라이트 핵이 형성된다.

2 단계인 AF 형성 영역에서는 저탄소강에서 나타나는 베이나이트계 조직인 AF 가 압연에 의해 강재에 압축변형이 많이 가해질 경우, 탄화물이나 개재물이 없더라도 오스테나이트 입내에서 우선적으로 핵 생성이 일어난다. 이 때, 형성되는 AF 는 핵으로 primary plate 를 형성하고 특정 불변면에서 전단변태에 의해 빠르게 핵을 생성한다. 그리고 오스테나이트와 primary plate 의 계면에서 새로운 plate 를 형성하여 인접한 AF 결정립의 결정방위가 불규칙하게 배열되는 특징을 보이며 성장한다. 과포화된 탄소는 주변의 오스테나이트 영역으로 배출되어 일부 탄화물을 형성하기도 한다. QT 에서는 길게 연신되어 오스테나이트 입계 면적이 넓고, 내부 전위밀도가 높은 상태로 다량의 AF 가 동시다발적으로 형성된다. 또한 내부의 높은 전위밀도와 빠른 냉각속도가 합쳐져 특정 방향으로 크게 성장하는 것을 억제하여 AF 의 결정방위가 무작위하게 배열된다. 또한 베이나이트와 유사하게 AF 가 형성되는 온도가 높아질수록 그 크기도 증가하는 것으로 알려져있다. [29, 30, 33] 따라서 CT 에서도 AF 가 형성되나 QT 에서보다 낮은 전위밀도로 인해 AF 의 핵 생성은 적게 일어나 비교적 크고, 인접한 AF 간 결정방위차가 크지 않은 특성을 보인다.

3 단계인 GB 형성 영역에서는 GB 는 오스테나이트 입계에서 탄소가 과포화된 판(carbon super saturated plate)에서 핵을 형성한다. 전단변태에 의해서 빠르게 핵 생성되며, 성장하는 과정에서 결정방위가 유사한 lath 가 subunit 으로 묶여 하나의 패킷을 구성한다. 이에 따라 GB 패킷 내부의 sub unit 간 저경각계가 형성된다. GB 는 탄소의 확산에 의해 lath 의 두께방향으로 성장하게 되며, 성장하며 lath 사이의 오스테나이트 영역으로 탄소가 확산하여 풍부해지는 영역은 오스테나이트의 안정도가 높아진다. 이러한 영역은 상온까지 냉각될 때까지 상변태를 일으키지 않고, 잔류 오스테나이트 혹은 MA 를 형성한다. 이에 따라 GB 는 패킷의 sub unit 사이에 RA 혹은 MA 가 같이 나타나는 특징을 보인다.

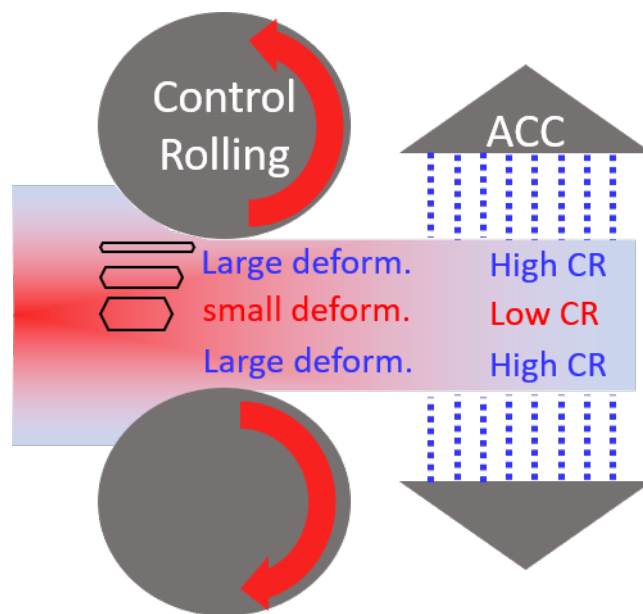


Figure 5-1. Illustration of effect factor on microstructure after control rolling and during accelerated control cooling process

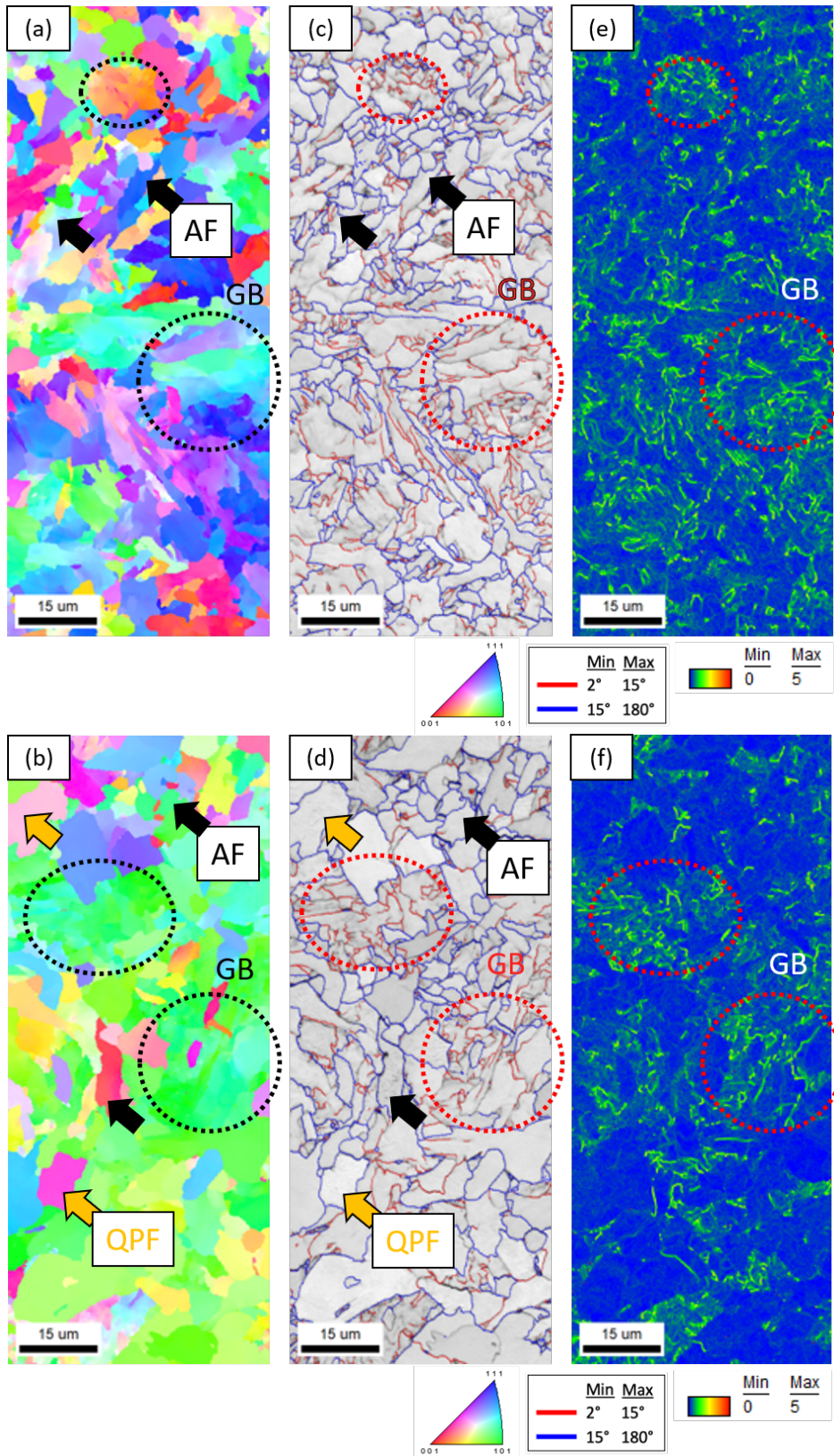


Figure 5-2. EBSD analysis results of base steel A QT (a), (c), (e) and CT (b), (d), (f), respectively. (a), (b) are Inverse pole figure map (IPF map), (c), (d) are boundary map and (e), (f) are Kernel average misorientation (KAM) map

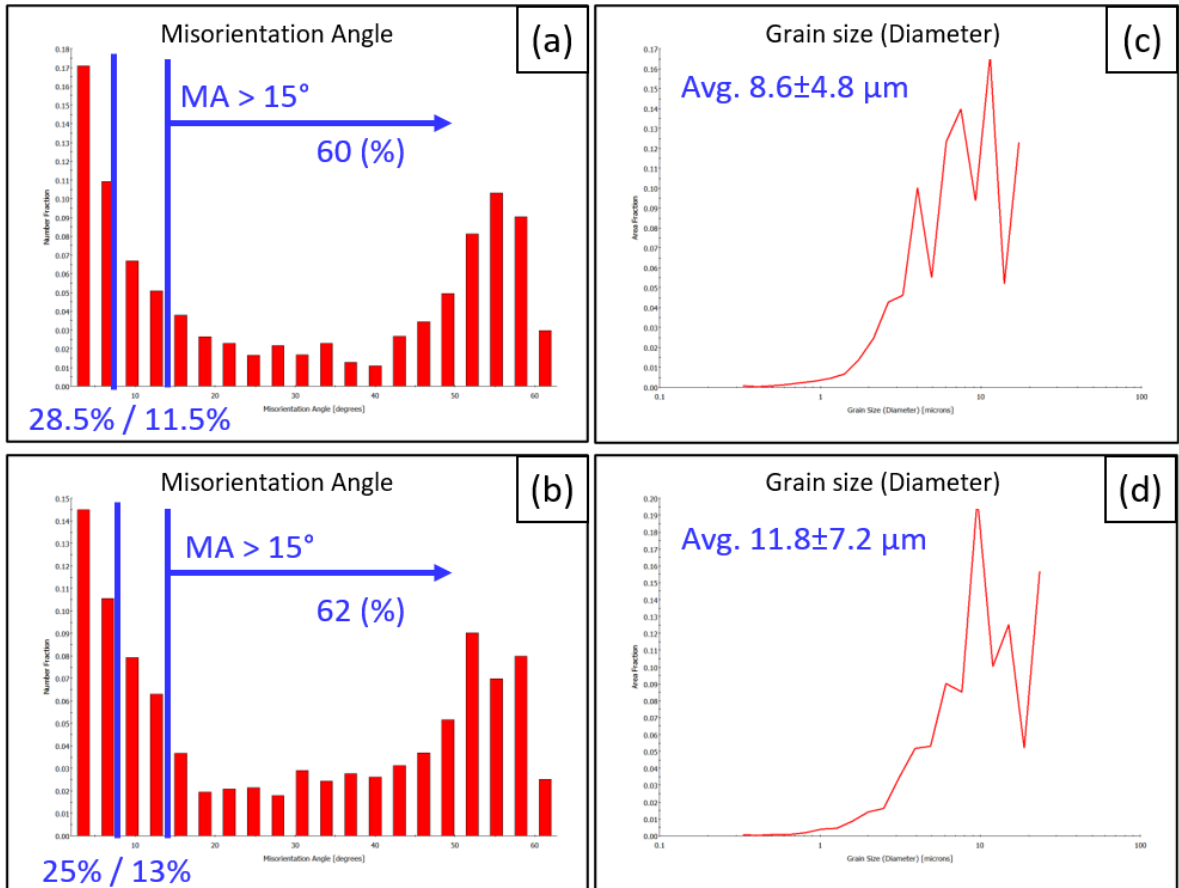


Figure 5-3. Misorientation angle distribution (a), (b) and grain size distribution (c), (e) of Steel A at quarter thickness (QT) (a), (c) and center thickness (CT) (b), (d)

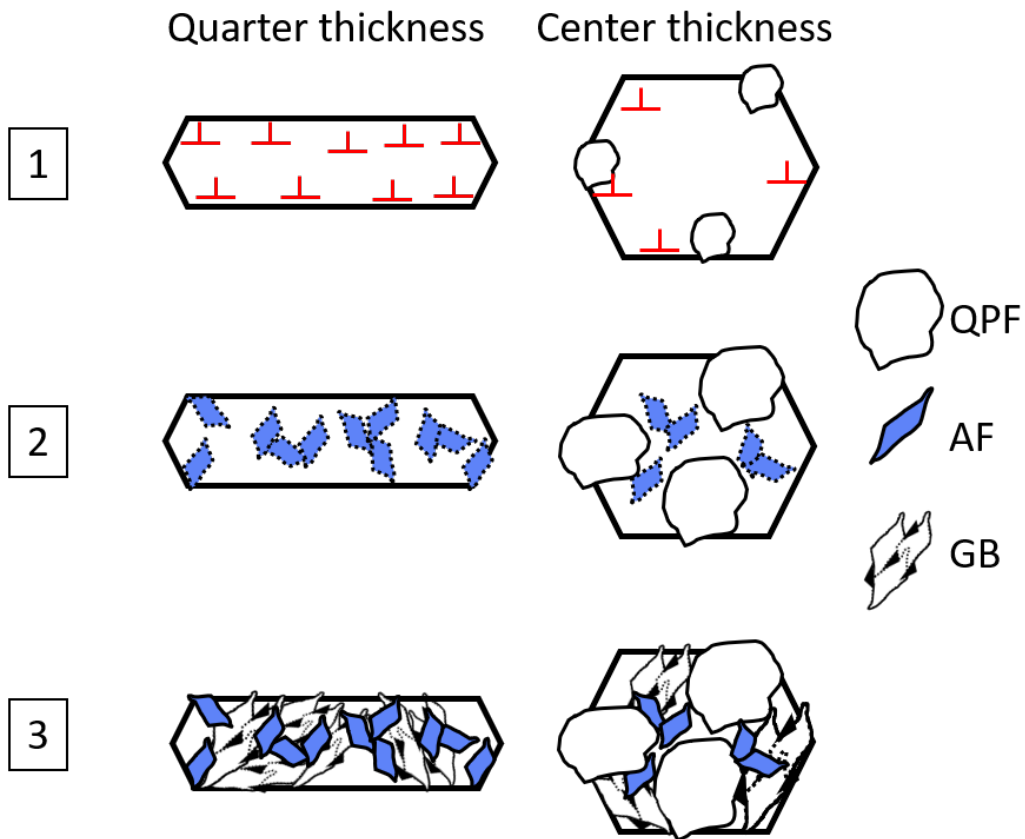
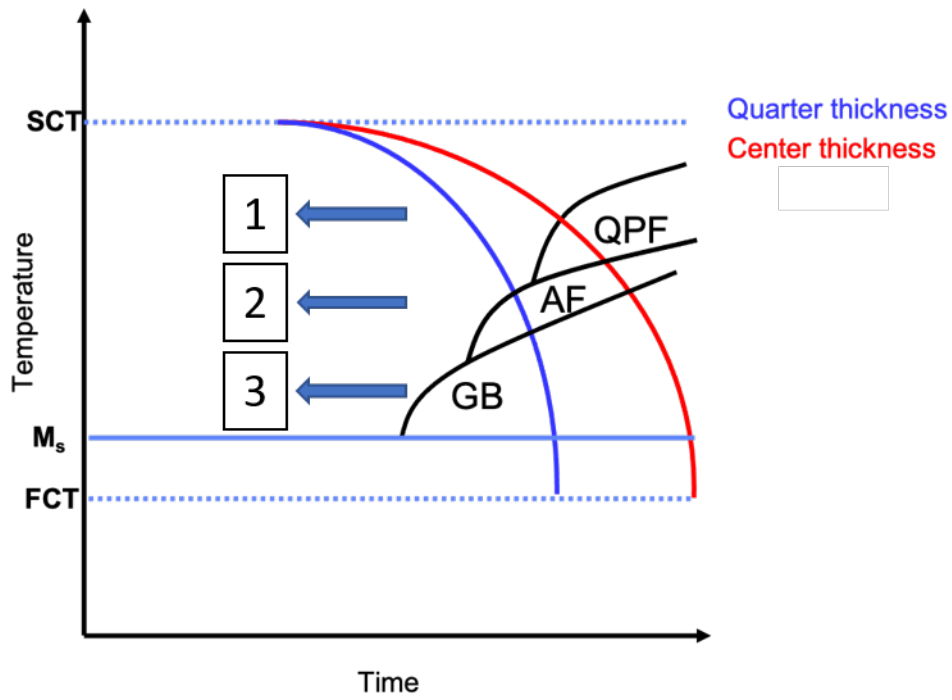


Figure 5-4. Schematic illustration of microstructure transformation mechanism of steel A at QT and CT

5.2. 열영향부 미세조직에 미치는 강재 두께의 영향

열영향부의 미세조직의 형성에는 입열량 및 용접 전의 초기 미세조직이 영향을 주는 것으로 알려져있다. 앞선 5.1 장에서 살펴보았던 두께위치별 모재의 상태를 고려하면, QT 위치에서의 결정립의 크기가 CT 위치에서의 결정립보다 미세한 결과를 보였다. 따라서 QT 위치에서 형성되는 HAZ 미세조직이 CT 위치에서 형성되는 HAZ 미세조직보다 미세할 것으로 기대할 수 있다. 마르텐사이트와 같은 전단변형을 수반하는 저온변태조직이 형성되는 데는 모상 오스테나이트 결정립의 크기(PAGS, Prior austenite grain size) 영향이 큰 것으로 알려져있다. [34, 35] 저탄소강의 HAZ 에서 일어나는 GB, BF, AF 역시 전단변형을 수반하는 변태기구를 가진다. 이에 따라 두께위치 별 오스테나이트 결정립 크기 차이를 확인하기 위하여 완전히 오스테나이트화될 것으로 예상한 900 °C에서 2 hr 유지하여 오스테나이트 결정립 크기를 확인하였다. 그 결과, QT 에서는 35-89 μm , CT 에서는 34-82 μm 으로 약간의 크기 차이를 보였다. 그러나 실제 용접 시에는 최고온도 1300 °C이상의 온도로 매우 짧은 시간 동안 가열되므로, 오스테나이트 핵 생성 및 성장의 구동력이 훨씬 커지므로 그 차이는 더 커질 것이다. FQ0 와 FC0 의 미세조직 크기 차이를 보면, LM 와 AF 의 혼합상은 평균 크기 차이가 크지 않은 것으로 보인다. 그러나 주상을 구성하는 BF 의 크기를 비교했을 때, FQ0 에서 $58\pm 30 \mu\text{m}$ 이었고, FC0 의 $63\pm 13 \mu\text{m}$ 보다 평균 직경이 작았다. GB 의 크기를 비교했을 때, FQ0 에서 $42\pm 17 \mu\text{m}$ 으로, FC0 의 55 ± 12 보다 평균 직경이 작은 것을 알 수 있다. 따라서 FC0 의 미세조직은 FQ0 보다 전반적으로 더 큰 베이나이트 패킷 또는 결정립 크기를 가진다고 할 수 있다. 이같은 원인으로는 상기한 대로, 모재의 QT 미세조직이 전반적으로 모재의 CT 의 미세조직보다 결정립이 작았기 때문에, 용접과정에서 1350 °C까지 재가열되는 과정에서 각 미세조직의 경계면 혹은 전위밀도가 높은 영역에서 우선적으로 오스테나이트 핵이 다량 형성되었을

것으로 추측할 수 있다.

열영향부 미세조직의 형성과정에 미치는 또다른 요인으로는 냉각속도의 차이가 있다. Double bevel 형상으로 용접하였을 때, CT 보다는 QT 에서의 용접패스수가 늘어나므로 열영향을 상대적으로 더 많이 받게되고, 냉각속도가 느려질 것이다. 또한 강재의 두께가 두꺼워질수록 모재가 열이 전도되는 히트싱크의 역할을 하므로, CT 에서의 냉각속도가 QT 에서의 냉각속도보다 빠를 것이다. 통상적으로 BF 가 GB 보다 더 빠른 냉각속도에서 형성되고, 두 상은 실험한 강재에 따라 연속 냉각변태도 상에서 형성되는 온도영역이 각각 다르게 나타나지만, 경쟁적으로 형성되는 것으로 알려져있다. 이 같은 관점에서 형성된 베이나이트의 상분율을 보았을 때, FQ0 에서 BF 가 40%, GB 가 20%의 상분율을 보였고, FC0 에서 BF 가 30%, GB 가 40%의 상분율을 보였다. 즉, 두께 위치에 따른 냉각속도에 의한 영향보다는 PAGS 영향이 더 크게 작용한 것으로 보인다.

CGHAZ 조직변태기구를 세밀하게 분석하기 위해 EBSD 분석한 결과를 Figure 5-5 에 제시하였다. IPF map 을 통해 베이나이트 패킷을 구분하면, FQ0 는 각기 다른 방위관계를 가지는 BF 및 GB 패킷이 다수 관찰된다. 그러나 FC0 의 BF 및 GB 패킷은 거의 유사한 방위관계로 크게 성장한 것을 볼 수 있다. 이 같은 결과는 용접 과정에서 1350 °C까지 재가열되어 오스테나이트로 변태할 때, FQ0 에서보다 FC0 에서 PAGS 가 크게 성장하고 빠른 냉속으로 특정방향으로 베이나이트가 우선 성장한 결과이다. Boundary map 의 결과를 비교했을 때, FQ0 의 BF 패킷 내의 lath 두께가 FC0 의 lath 두께보다 얇고, BF 패킷 내의 lath 사이에 저경각계가 훨씬 많이 형성된 것을 볼 수 있다. GB 의 크기를 비교하면 FC0 의 GB 패킷 크기가 FQ0 의 GB 패킷 크기보다 크게 형성되어 있었다. 또한 GB 패킷 내에 lath 간의 저경각계가 FQ0 에서 더 많이 분포하고, lath 의 크기가 FC0 의 lath 크기보다 작았다. KAM map 의 분석결과를 보았을 때, FQ0 에서는 PAGS 가 미세하여 서로 다른

결정방위로 성장한 베이나이트 패킷 간의 경계면에 더 많은 변형이 발생한 결과를 보인다. FC0 에서도 FQ0 에서보다 적게 분포하지만 각 베이나이트의 패킷 경계 및 패킷 내의 lath 사이의 경계면에서 변형이 발생한 결과를 보인다. Figure 5-8 에 나타낸 Misorientation angle 의 분포를 살펴보면 15°이상의 고경각계가 FQ0, FC0 순으로 57%, 61%로 나타났다. FC0 에서 고경각계의 구성 비율이 더 높았다. 또한 15°이하의 저경각계를 다시 10°를 기준으로 나누었을 때, FQ0 의 10°이하의 저경각계가 40%, 10°초과의 저경각계가 3%였다. FC0 의 10°이하의 저경각계가 34%, 10°초과의 저경각계가 5%였다. FC0 에서 고경각계 비율도 높았고, GB 혹은 BF 의 lath 가 더 크게 성장한 결과, 10°이하의 저경각계 비율이 감소하고, 10°를 초과하는 저경각계의 비율이 증가하였다. 결정립 크기를 비교한 결과, 결정립의 평균 직경은 각각 FQ0 에서 10.4 μm , FC0 에서 16.4 μm 로 FC0 의 미세조직이 FQ0 의 미세조직보다 조대한 것을 확인했다.

F/L + 2 mm, 5 mm 에서의 열영향을 알아보기 위해 EBSD 분석을 했고, 그 결과를 Figure 5-6, Figure 5-7 에 나타내었다. 경도시험결과와 광학현미경 관찰 결과로는 용접 입열에 의한 열영향이 거의 없을 것으로 예상하였다. IPF map, boundary map 를 관찰한 결과로는 FQ2, FQ5 시편은 모재 강 A 의 QT 위치 미세조직 EBSD 분석결과와 유사하였고, FC2, FC5 시편은 모재 강 A 의 CT 위치 미세조직 EBSD 분석결과와 유사하였다. 또한 거리 별로 용접 입열에 의한 tempering 영향을 살펴보기 위해 KAM map 을 비교한 결과를 Figure 5-9 에 나타내었고, 결정립 크기 분포를 Figure 5-10 에 각각 정리하였다. 각 두께 위치별로 용융선 이격 거리에 따른 변화가 나타나지 않았고, 결정립 크기 분포 결과도 오차범위 내의 변화만을 보였다. 따라서 용융선에서 2 mm 이상 떨어진 위치에서는 용접에 의한 열영향이 없었다.

상술한 내용을 정리하여 열영향부 미세조직 변태기구를 아래의 Figure 5-11, Figure 5-12 에 제시하였다. FCAW 중 발생한 아크에 의해서 1350 °C로 재가열되는 과정에서 FQ0 는 AF 의 결정립 간, 그리고 GB 의 sub unit 의 경계와 패킷 경계에 전위밀도가 높은 상태로, 오스테나이트 핵이 다수 생성된다. 반면, FC0 는 전위밀도가 높은 경계면이 적고, 전체적인 미세조직 크기가 커서 오스테나이트의 핵 생성 자리 밀도가 낮다. 따라서 더 적은 오스테나이트 핵이 생성된다. 그리고 1350 °C까지 급격하게 재가열 됨에 따라 FQ0 는 많은 오스테나이트 핵 성장의 결과로 PAGS 가 작고, FC0 는 적은 오스테나이트 핵 성장의 결과로 PAGS 가 커진다. 열영향부의 베이나이트 변태과정에서 PAGS 영향과 냉각속도의 영향이 같이 작용한다. FQ0 에서는 PAGS 가 작고, 냉각속도가 FC0 보다 느리다. 그리고 FC0 에서는 PAGS 가 크고, 냉각속도가 FQ0 보다 빠르다. 따라서 연속 냉각 변태도 상에서 FC0 의 냉각곡선이 더 좌측에 위치한다. 두 냉각곡선 모두 매우 빠르게 냉각되므로 QPF 변태곡선의 nose 를 거치지 않는다. 그대로 탄소가 과포화된 오스테나이트의 입내에서 AF 의 primary plate 가 일부 형성되나, PAGS 가 작은 경우에 AF 의 형성보다 베이나이트 형성이 촉진된다. 따라서 FQ0 에서는 AF 가 FC0 에서보다 더 적게 형성된다. 그리고 GB 의 변태영역 온도에 진입하게 되어 입계에서 형성된 유사한 결정 방위로 성장하던 lath 가 하나의 패킷으로 묶이게 되고, sub unit 을 구성한다. Lath 가 두께방향으로 성장함에 따라 탄소가 이동하여 탄소가 과포화된 영역에서 RA 혹은 MA 를 형성하게 되어 GB 를 구성한다. 그리고 이 보다 더 낮은 온도영역에서 아직 변태하지 않은 오스테나이트의 방위관계를 따라 배열된 lath 가 평행하게 성장하는 BF 가 형성된다. 통상적으로 BF 가 GB 보다 더 빠른 냉각속도에서 형성되는 것으로 나타나나, 본 실험 결과에서는 냉각속도가 더 빠른 FC0 에서 GB 가 더 크게 나타났다. 따라서 PAGS 가 CGHAZ 미세조직 변태에 더 큰 영향을 미친 것으로 판단된다.

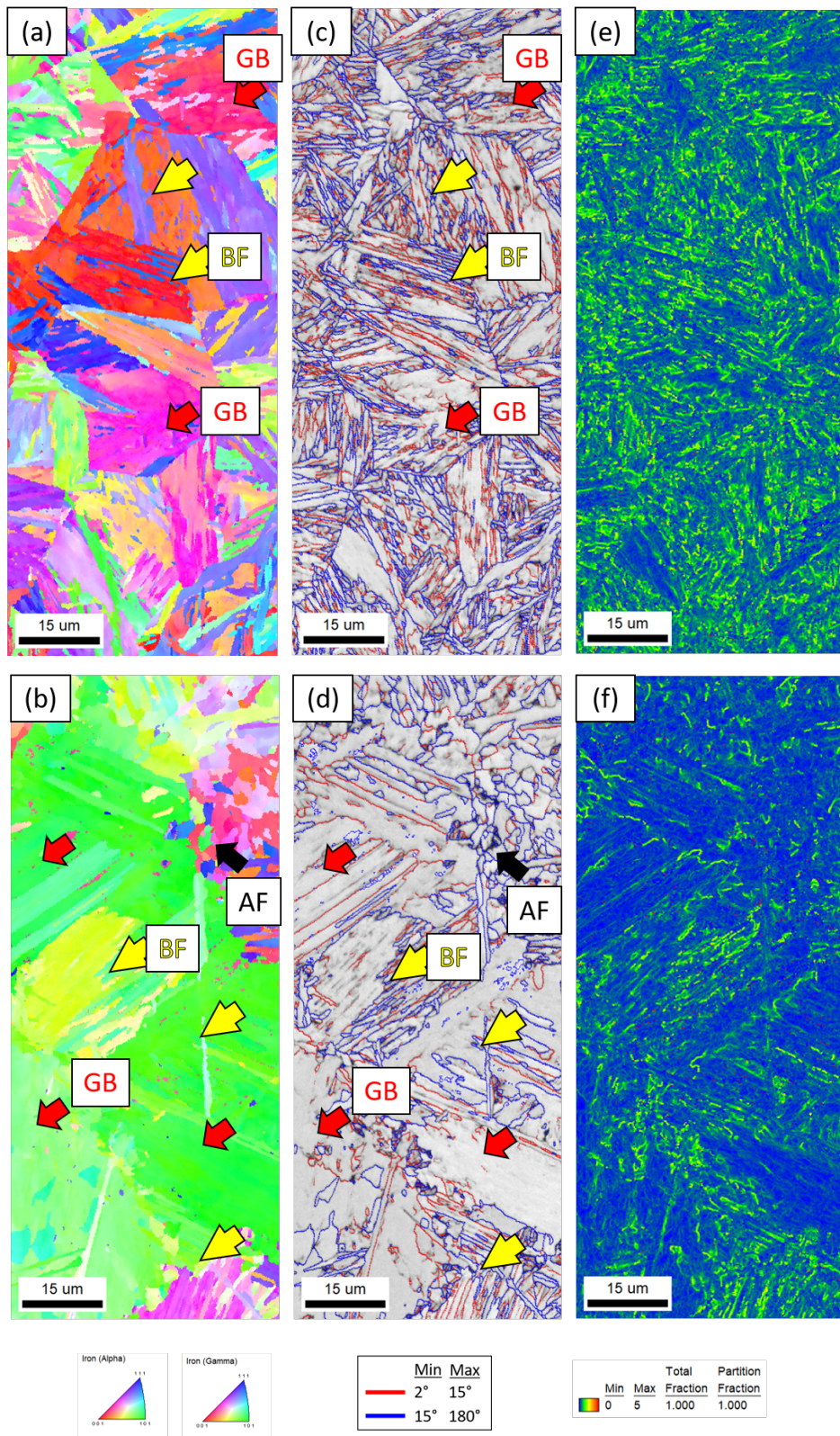


Figure 5-5. EBSD analysis results of FQ0 (a), (c), (e) and FC0 (b), (d), (f), respectively. (a), (b) are Inverse pole figure map (IPF map) and (c), (d) are boundary map and (e), (f) are Kernel average misorientation (KAM) map

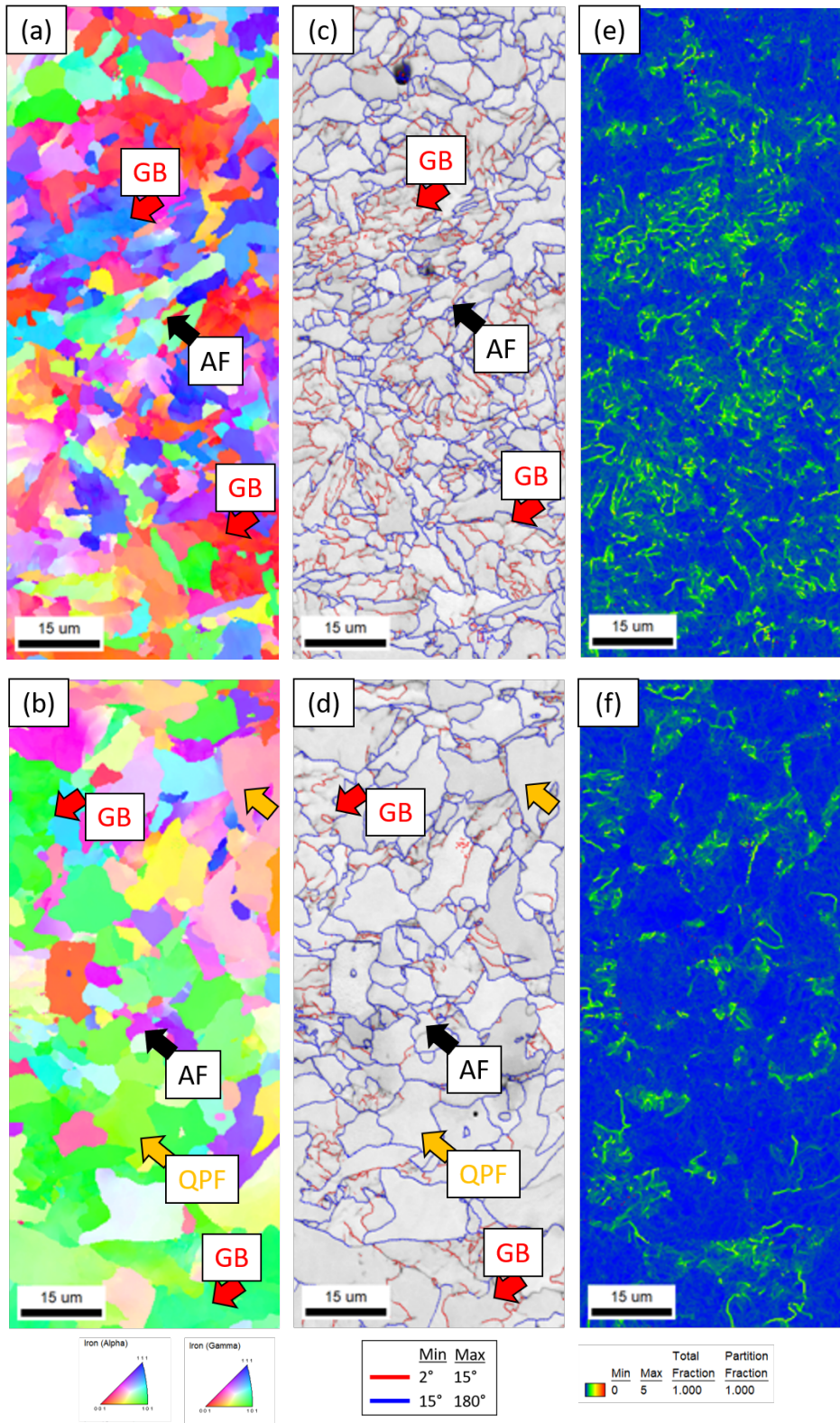


Figure 5-6. EBSD analysis results of FQ2 (a), (c), (e) and FC2 (b), (d), (f), respectively. (a), (b) are Inverse pole figure map (IPF map), (c), (d) are boundary map and (e), (f) are Kernel average misorientation (KAM) map

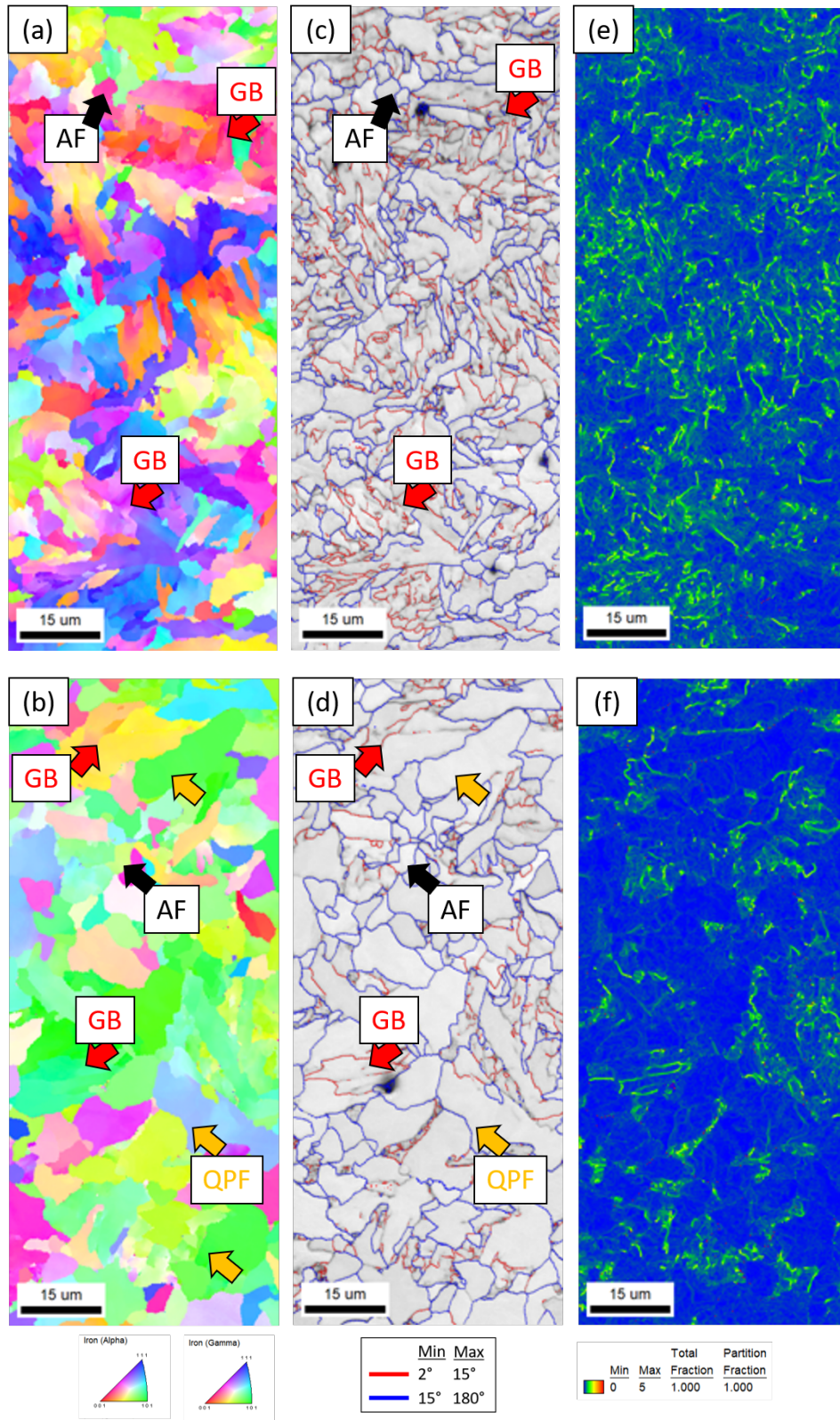


Figure 5-7. EBSD analysis results of FQ5 (a), (c), (e) and FC5 (b), (d), (f), respectively. (a), (b) are Inverse pole figure map (IPF map), (c), (d) are boundary map and (e), (f) are Kernel average misorientation (KAM) map

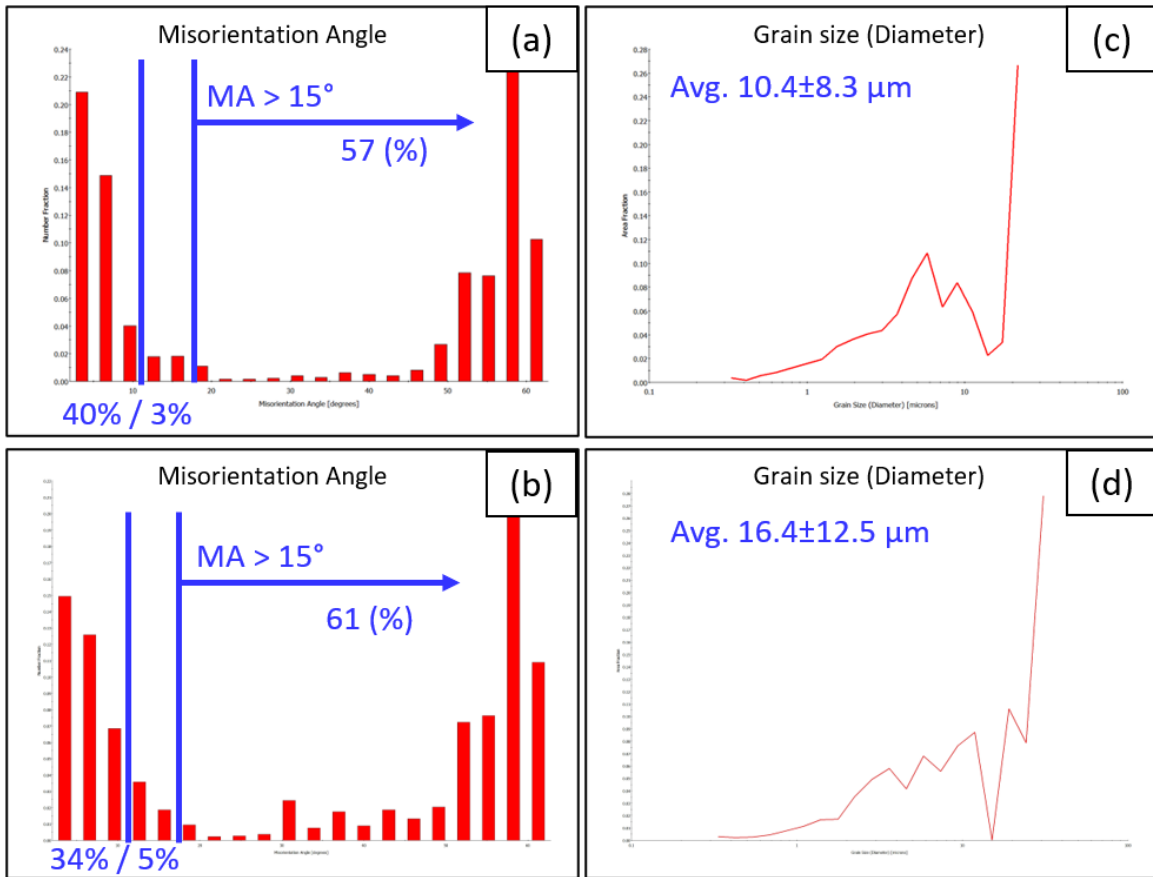


Figure 5-8. Misorientation distribution map of (a) FQ0, (b) FC0 and grain size distribution of (c) FQ0, and (d) FC0, respectively

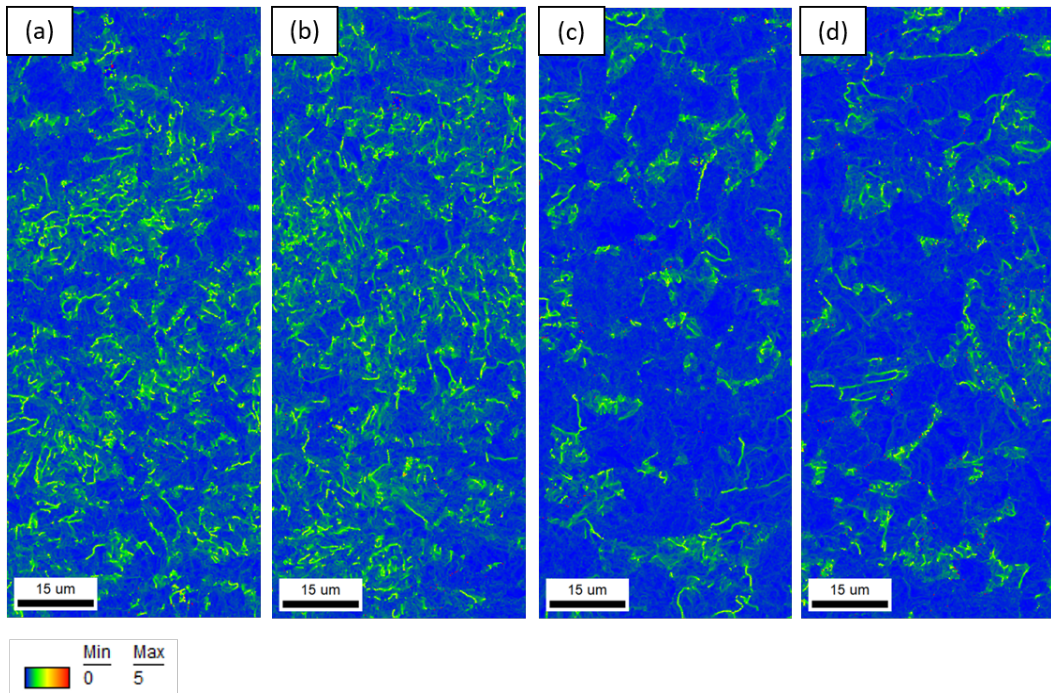


Figure 5-9. Kernel average misorientation of (a) FQ2, (b) FQ5, (c) FC2 and (d) FC5, respectively

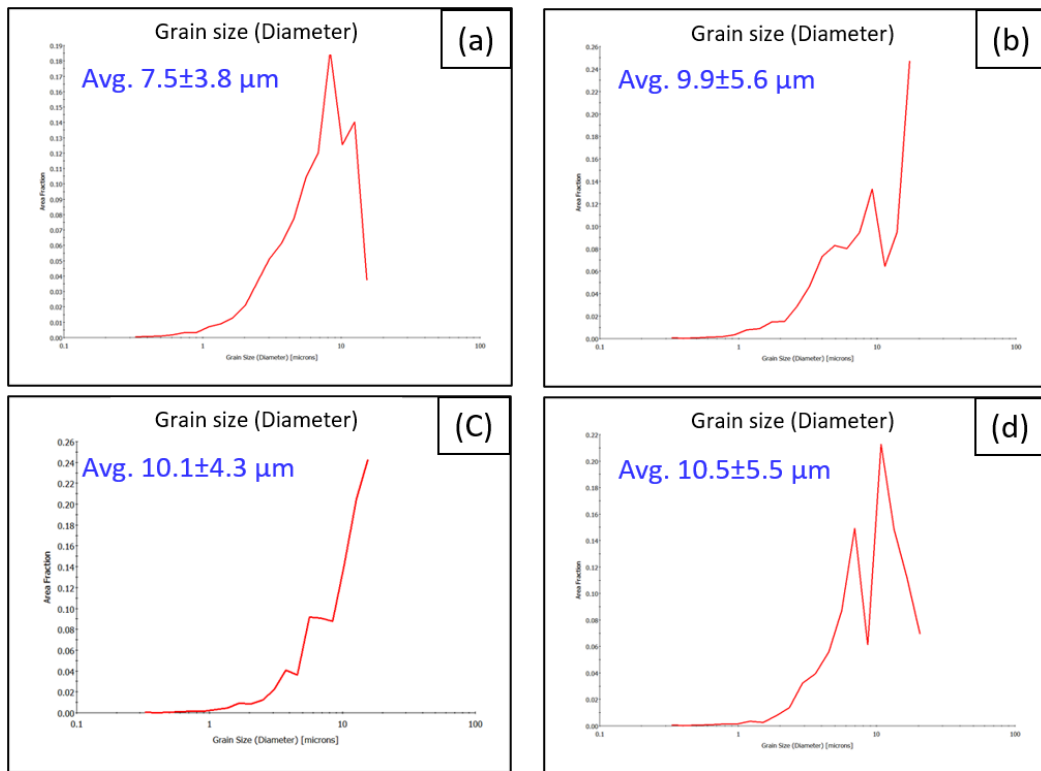


Figure 5-10. Grain size distribution of (a) FQ2, (b) FQ5, (c) FC2, and (d) FC5, respectively

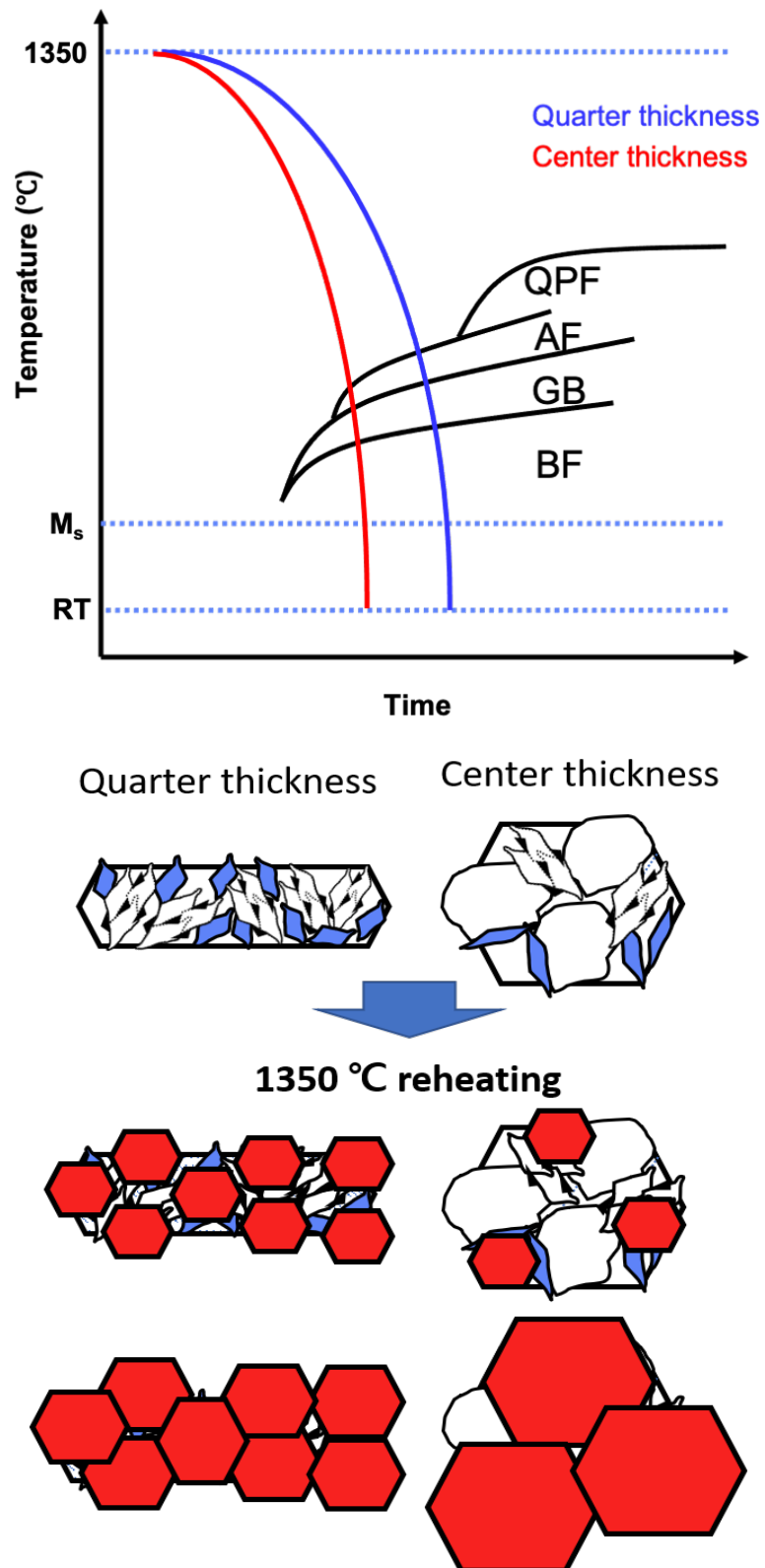


Figure 5-11. Continuous cooling transformation diagram of FQ0 (Quarter thickness) and FC0 (Center thickness) with austenitization procedure of FQ0 and FC0

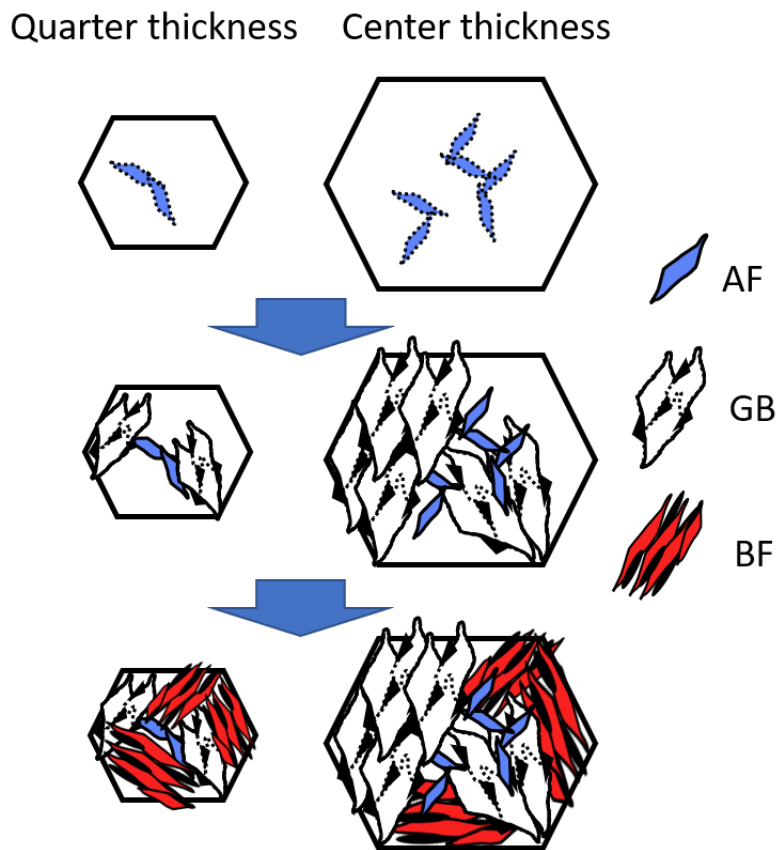
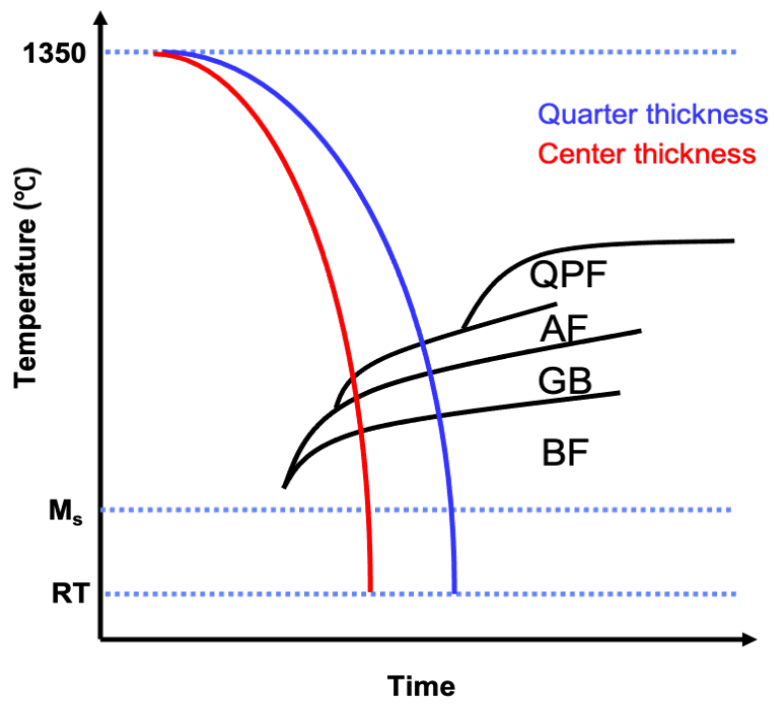


Figure 5-12. Continuous cooling transformation diagram of FQ0 (Quarter thickness) and FC0 (Center thickness) with CGHAZ transformation mechanism of FQ0 and FC0

5.3. 열영향부 미세조직과 저온충격인성의 상관관계

열영향부 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 알아보기 위해 가장 저온 샤르피 충격 흡수에너지 값의 차이가 큰 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 에서의 시험 시편을 분석하였다. 아래의 Figure 5-13 에 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 에서의 샤르피 평균 흡수에너지값과 편차를 각각 용융선에서 0, 2, 5 mm 떨어진 위치에 대해 나타내었다. FQ 시편의 용융선 이격거리 별 평균 흡수энер지를 보면 용융선에서 멀어질 수록 평균 흡수에너지값이 증가하는 경향을 보인다. 반면, FC 시편은 오히려 용융선에서 가장 가까웠을 때의 평균 흡수에너지값이 용융선에서 2, 5 mm 떨어졌을 때보다 높게 나타났다. 특히 용융선에서 2 mm 떨어진 FQ2 와 FC2 의 평균 흡수에너지 값은 각각 198 J 과 33 J 로 큰 차이를 보였다. 용융선에서 5 mm 떨어진 FQ5 와 FC5 의 평균 흡수에너지 값은 각각 270 J 과 43 J 로 더 큰 차이를 보였다. Figure 5-14 에 FC0, FC2, FC5 의 평균 흡수에너지와 상분율을 나타내었다. GB 가 주상을 구성하는 FC0 와 QPF 가 주상을 구성하는 FC2, FC5 의 평균 흡수에너지를 비교하면, QPF 가 주상을 구성할 때, 더 낮은 평균 흡수에너지 값을 보였다. BF 가 주상을 구성하는 FQ0 와 AF 가 주상을 구성하는 FQ2, FQ5 의 평균 흡수에너지를 비교하면, AF 가 주상을 구성할 때, 평균 흡수에너지가 크게 증가했다.

각 구성 상에 따른 균열 전파경로를 비교하기 위해 파단면 분석한 결과를 Figure 5-16 에 나타내었다. FQ0 와 FC0 에서는 GB 와 BF 가 혼재되어 나타나고, 균열은 GB 의 패킷 내부를 가로지르거나, 입계를 따라 직선형태로 균열이 전파하는 경향을 보이는 것을 알 수 있다. 평균 충격흡수에너지값 역시 비슷했다. 그러나 FQ2, FC2 와 FQ5, FC5 의 균열 전파경로비교 결과, FQ2 와 FQ5 는 AF 조직이 대부분 소성변형을 일으킨 것을 관찰하였다. 파면에서 보았듯이, 취성파괴 대신 연성파괴가 주로 일어났고, 이는 높은 평균 흡수에너지값을 보인 결과와 연결된다. 반면 FC2, FC5 는 균열이 QPF 의 입계를 따라 주로

직선 형태로 전파하며, 일부는 균열이 입내를 따라 전파하는 양상이 혼재했다. 이 같은 결과로부터 QPF 가 주상을 구성하였을 때, -60 °C가 연성-취성 전이온도(DBTT, Ductile-brittle transition temperature) 영역에 해당하는 구간으로 추측했다. 이를 보다 정확하게 확인하기 위해 파단면을 EBSD 분석하였고 그 결과를 아래의 Figure 5-17, Figure 5-18 에 나타내었다.

IPF map 과 boundary map 을 합성한 결과를 살펴보면, FQ0 는 균열이 GB 의 패킷 내부를 관통하고 지나간 것으로 보인다. FQ2 와 FQ5 는 파단면 결과와 같이 미세한 크기의 AF 가 연신된 형상을 보였다. KAM map 으로 보았을 때는, 붉은 원으로 표현한 부분에서의 소성변형이 많이 집중되어 있었다. 그럼에도 FQ2 와 FQ5 의 균열이 전파한 표면 뿐만 아니라 그 아래로도 소성변형이 발생하여 전위밀도가 높아진 결과를 확인하였다.

FC0 를 확인하였을 때는, 균열이 작은 패킷의 GB 와 AF 가 혼합된 조직의 입내를 직선형태로 가로지른 것을 확인하였다. FC2 와 FC5 는 주로 QPF 의 입계를 따라 균열이 전파하는 것을 확인하였다. KAM map 에서 FC2 와 FC5 의 전위가 집중된 부분을 나타내었다. 이를 IPF map 으로 확인하였을 때, 소성변형에 의해 발생한 전위보다는 작게 형성된 AF 및 GB 의 입계, 패킷 경계 혹은 sub unit 간의 경계에 전단변태로 발생한 전위로 판단된다. 이에 따라 QPF 가 주상을 구성하였을 때, 균열이 직선형태로 전파하는 완전한 취성파괴의 형태를 보여 DBTT 온도 영역인지 확인해보고자 했다.

DBTT 는 결정립 크기의 영향을 받고, 다음의 Eq. 5-1 과 같이 Cottrell-Petch 관계식의 관계로 나타나는 것이 경험적으로 알려져 있다. [36, 37]

$$ITT = A - B \cdot D^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Eq. 5-1}$$

여기서 ITT 는 Impact transition temperature 의 약자로, ETT(Energy transition temperature), FATT(Fracture appearance transition temperature)등 DBTT 로 사용될 수 있는 온도기준이며, A 와 B 는 상수로 알려져있다. 그리고 D 는 결정립의 크기를 나타낸다. 따라서 결정립

크기가 작을수록 낮은 DBTT를 가져 우수한 저온충격인성을 가진다고 생각할 수 있다. 각 용접시편의 EBSD 분석결과를 통해 얻은 결정립 크기와 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 에서의 평균 흡수에너지값을 Table 5-1에 정리하였다.

FQ2, FQ5의 경우, 평균 결정립 크기가 $7.5\text{ }\mu\text{m}$, $9.9\text{ }\mu\text{m}$ 로 측정되었다. 이는 FC2, FC5의 평균 결정립 크기인 $10.1\text{ }\mu\text{m}$, $10.5\text{ }\mu\text{m}$ 보다 작은 결정립 크기를 보였다. 따라서 FQ2와 FQ5의 DBTT가 더 낮은 온도에 해당함을 알 수 있었다. 그러나 FQ0의 경우 더 큰 결정립 크기를 보임에도 불구하고, FC2와 FC5보다 더 높은 평균 흡수에너지값을 보였기에, 결정립 크기 이외에도 기지조직에 따라 Eq. 5-1의 관계식에서 영향을 미칠 수 있는 영향인자를 추가적으로 더 고려할 필요가 있을 것으로 보인다.

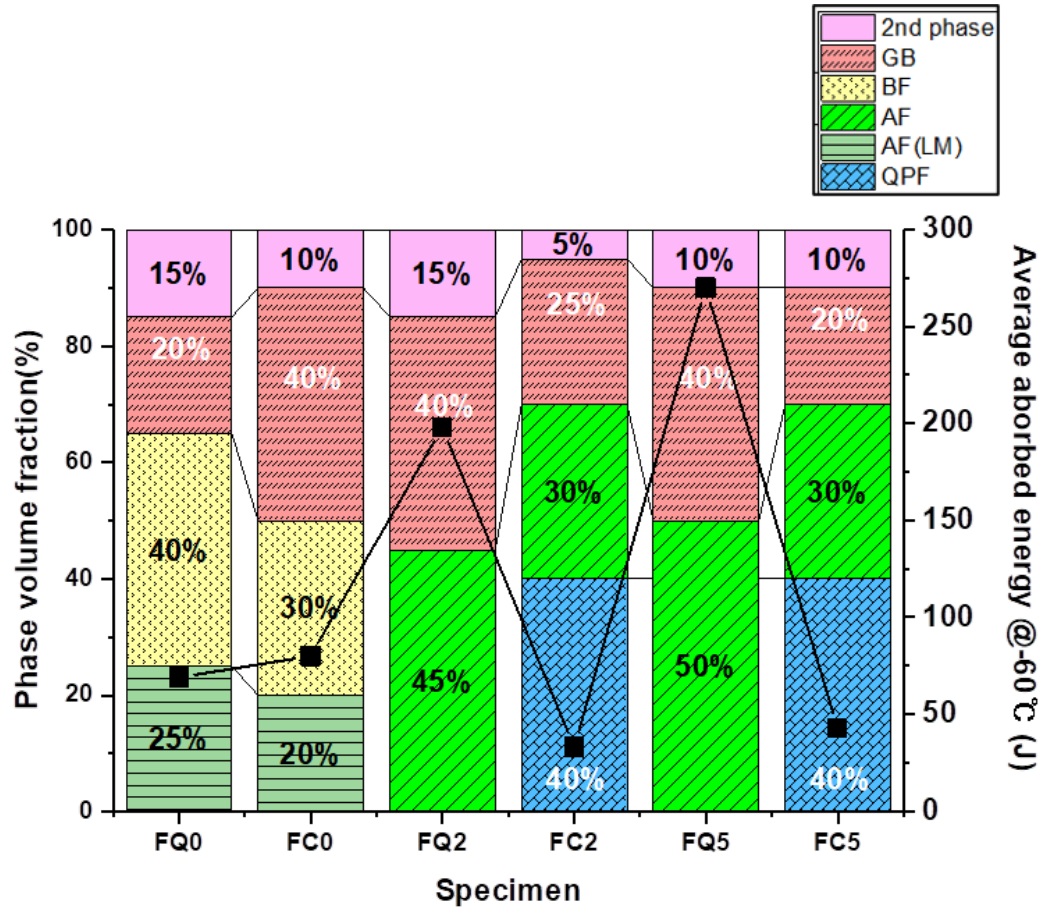


Figure 5-13. Average absorbed energy of F/L + 0, 2, 5 mm with thickness. which were tested at -60°C

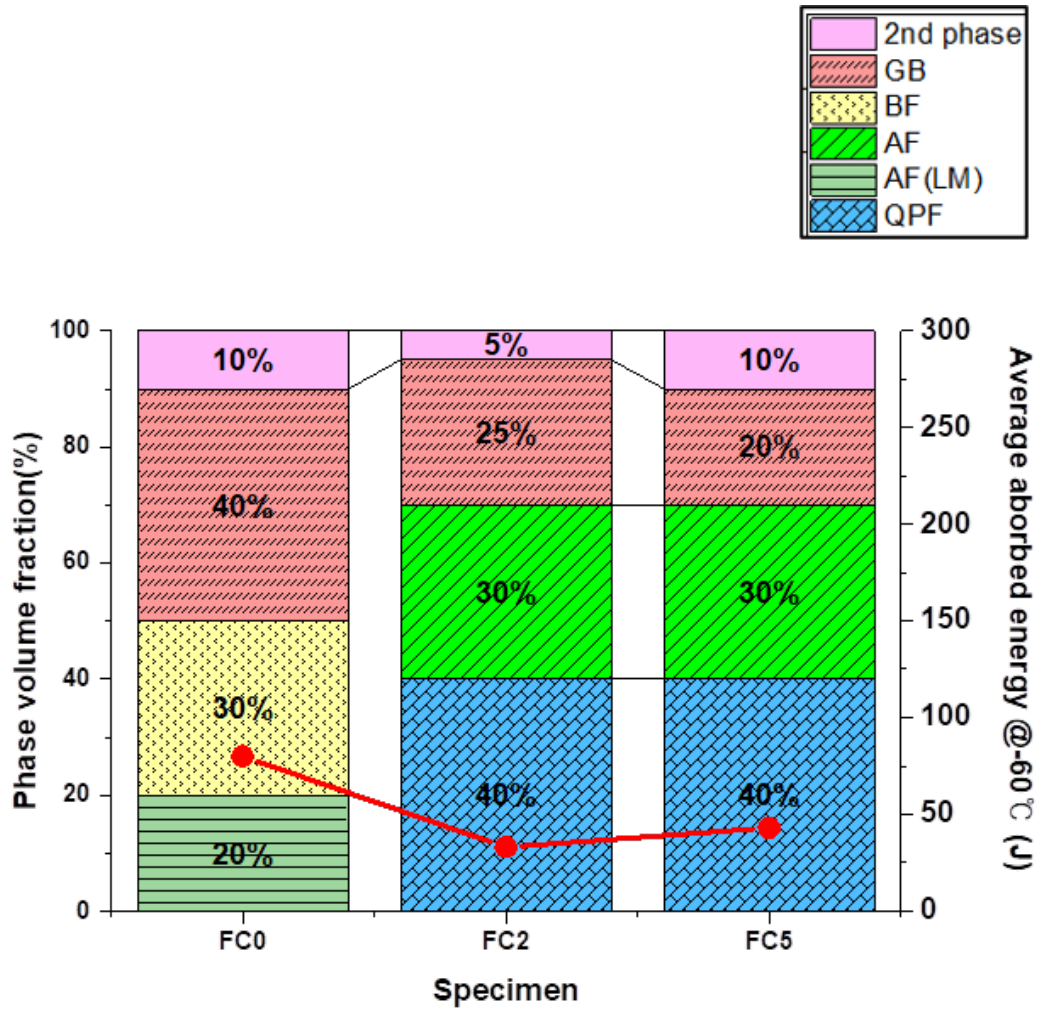


Figure 5-14. Phase volume fraction and Average absorbed energy of FC series specimens which were tested at -60°C

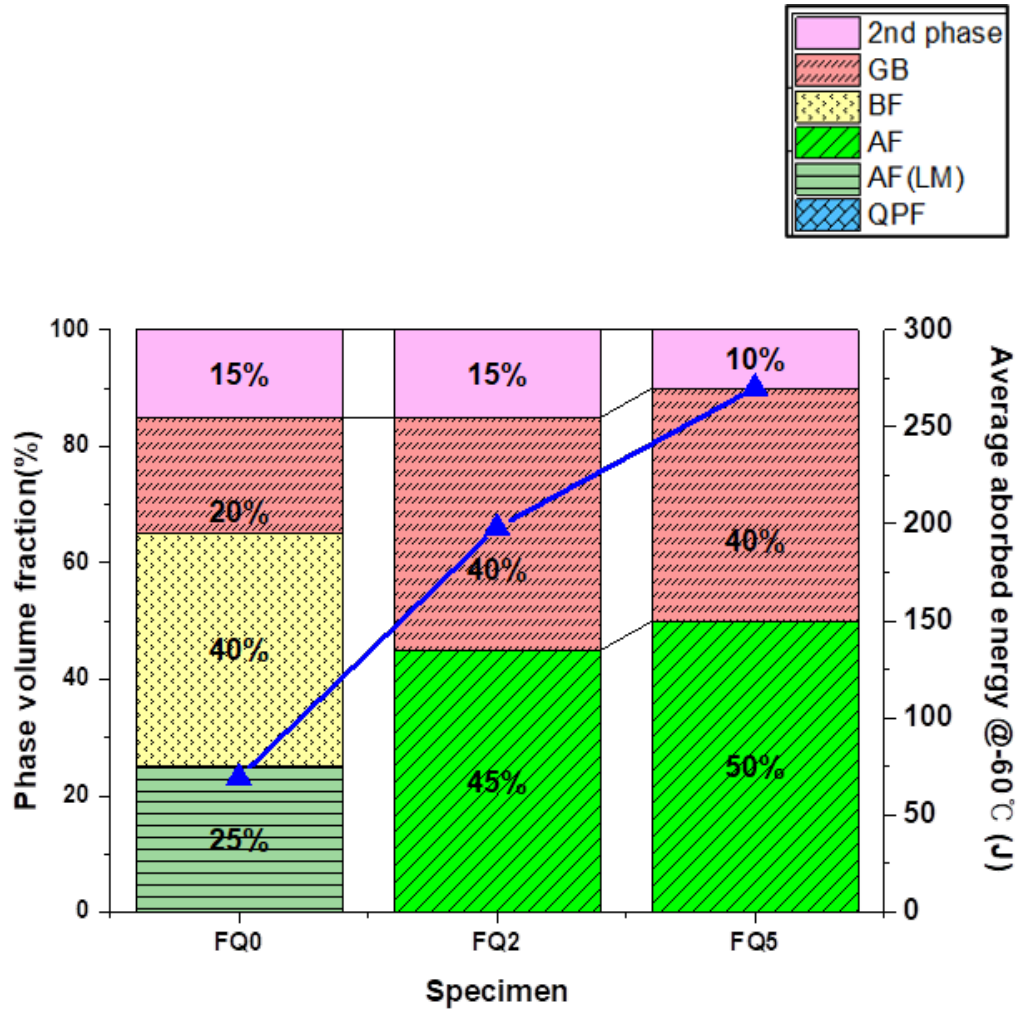


Figure 5-15. Phase volume fraction and Average absorbed energy of FQ series specimens which were tested at -60°C

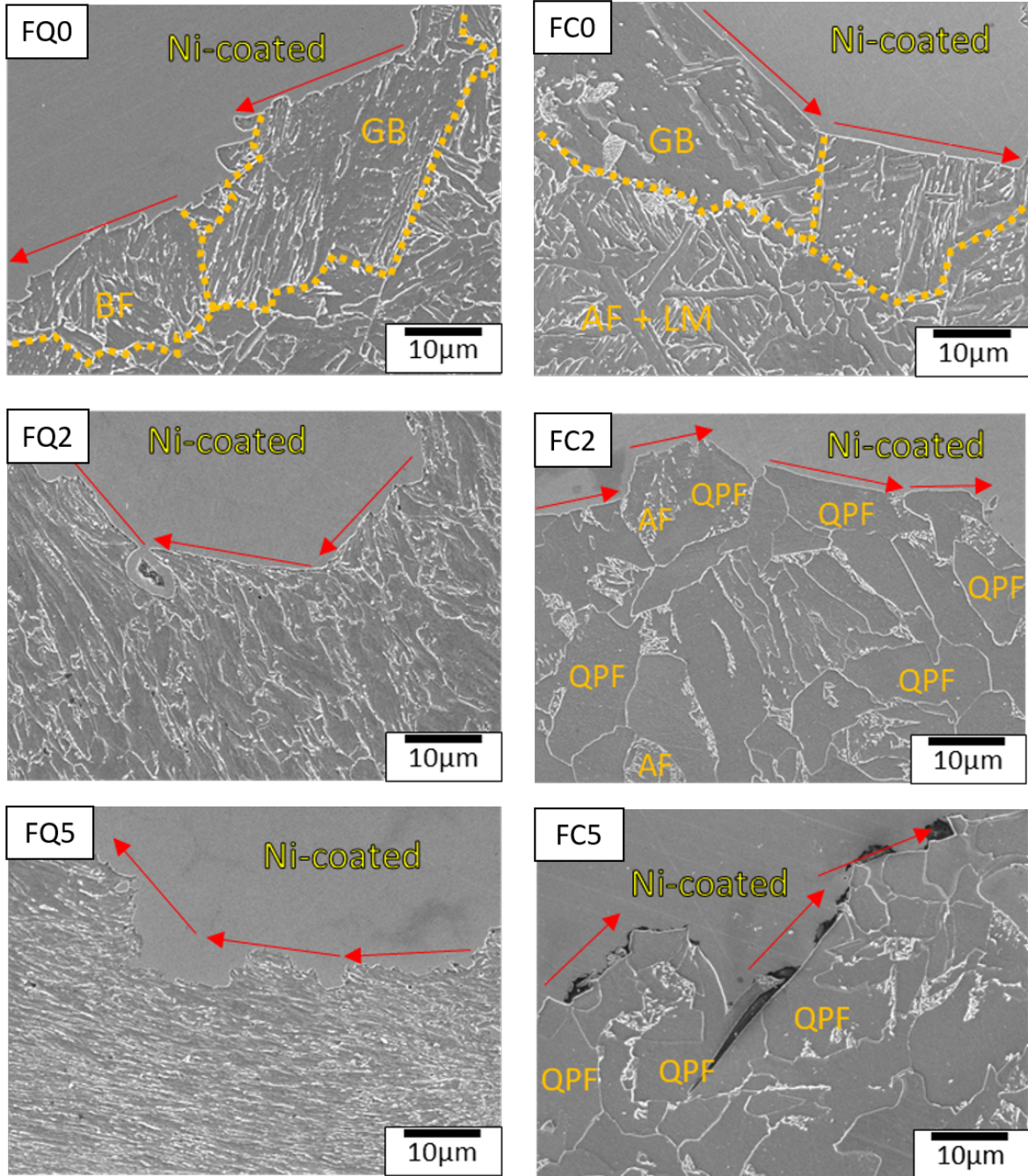


Figure 5-16. SEM images of fracture cross-section of FQ and FC series specimen, which were tested at -60°C

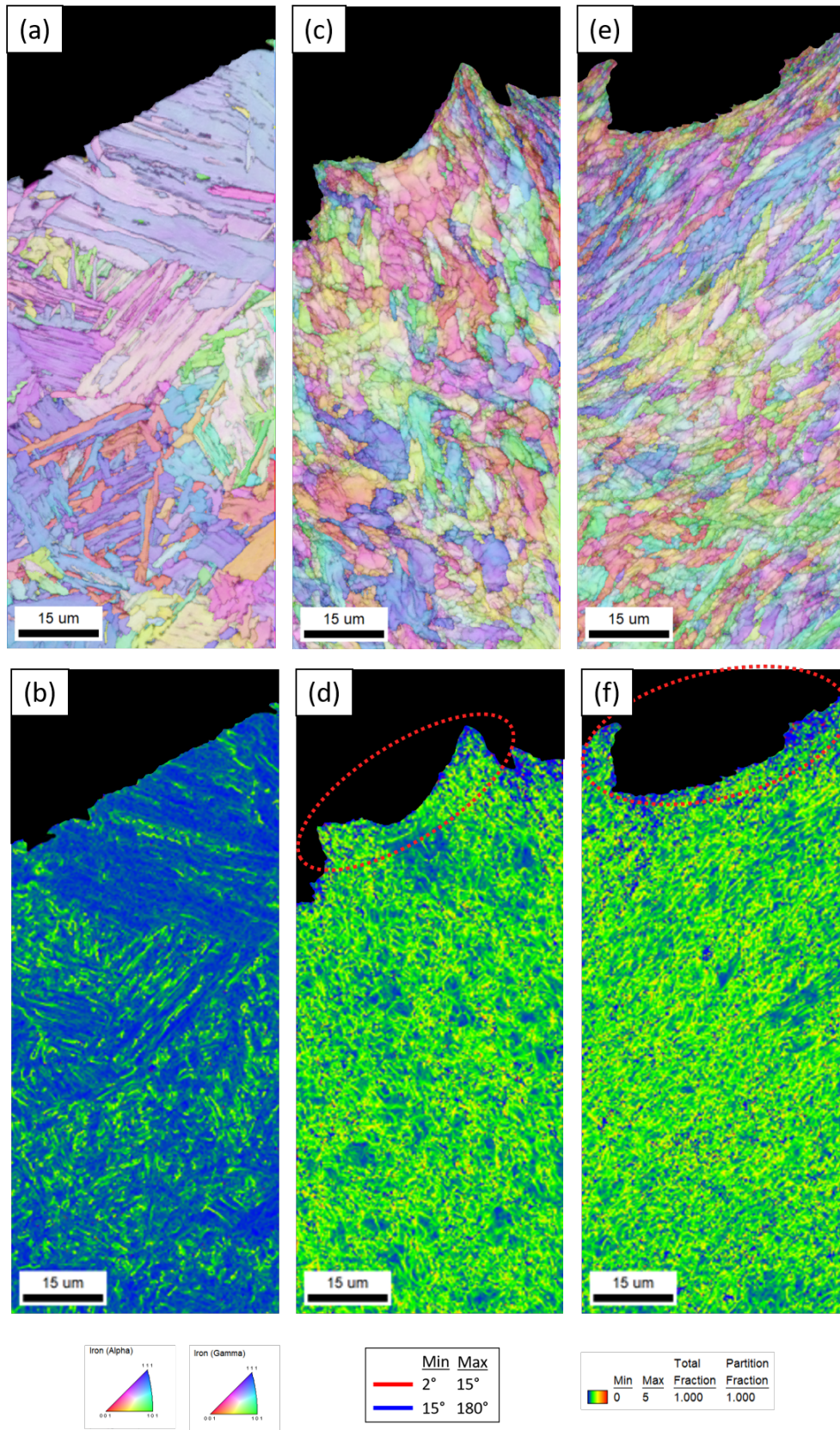


Figure 5-17. Combine IPF map with grain boundary map (a, c, e) and kernel average misorientation map (b, d, f) of fracture cross section of FQ0 (a, d), FQ2 (c, d), FQ5 (e, f)

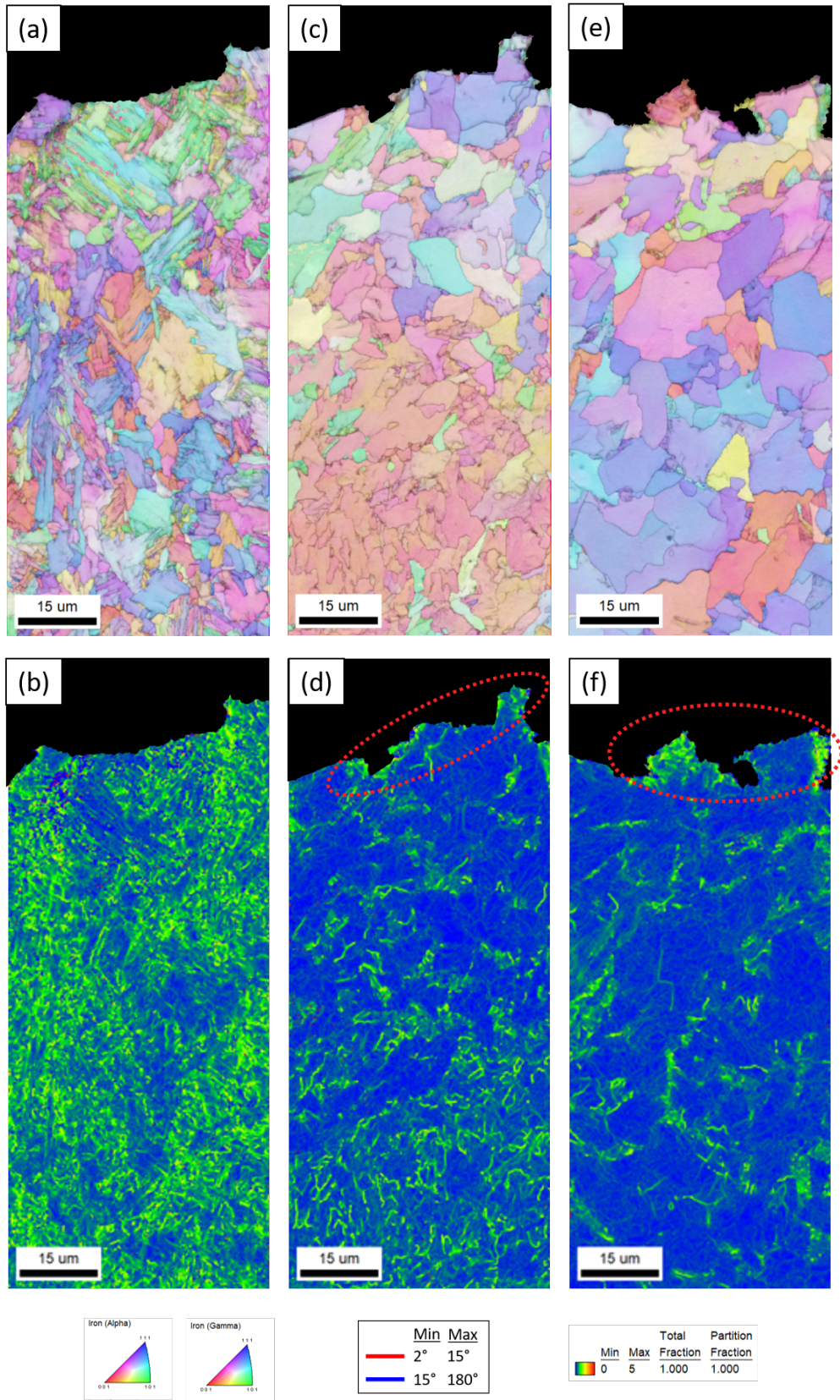


Figure 5-18. Combine IPF map with grain boundary map (a, c, e) and kernel average misorientation map (b, d, f) of fracture cross section of FC0 (a, d), FC2 (c, d), FC5 (e, f)

Table 5-1. Average grain size, absorbed energy of FQ series and FC series specimens

Specimen	Average grain size (diameter, μm)	Average absorbed energy @-60°C(J)	Matrix microstructure
FQ0	10.4±8.3	69±23	BF
FQ2	7.5±3.8	198±10	AF
FQ5	9.9±5.6	270±13	AF
FC0	16.4±12.5	80±66	GB
FC2	10.1±4.3	33±14	QPF
FC5	10.5±5.5	43±2	QPF

6. 결론

1. 두께 100 mm 의 항복강도 460 MPa 급 후판의 모재 미세조직 형성과정에 미치는 두께의 영향에 대해 살펴보았다. 강재의 표면부와 인접할 수록 제어압연단계에서 가해지는 소성변형량이 많고, 냉각속도가 더 빠르다. 따라서 QT 에서는 많은 핵이 형성되고 빠른 냉각속도로 인해 미세한 AF 조직이 주상을 구성하였다. 반면, CT 에서는 핵이 적게 형성되었고 비교적 느린 냉각속도로 인해 조대한 QPF 조직이 주상을 구성했다.
2. 열영향부 미세조직에 미치는 강재의 두께영향에 대해 살펴보았다. 용접 열영향부 미세조직 형성에는 PAGS 와 냉각속도가 큰 영향을 미친다. 모재의 미세조직적 특성으로 인해 FQ0 는 PAGS 가 작고, FC0 는 PAGS 가 컸다. 냉각속도적 측면에서는 FC0 에서 주변으로 열을 전도하기 용이하여 FQ0 보다 더 빠르게 냉각되었다. 그럼에도 불구하고, 더 빠른 냉각속도에서 형성되는 것으로 알려져 있는 BF 의 분율이 FQ0 에서 더 높게 나타났다. 이는 PAGS 가 더 작을수록 베이나이트 변태를 촉진하여 CGHAZ 변태과정에 더 큰 영향을 미쳤기 때문이다. 용융선에서 2 mm 이상 떨어진 경우 용접과정에서의 열영향을 받지 않았었다.

3. 열영향부 미세조직과 저온충격인성의 상관관계를 살펴보았다. 시험 온도가 감소함에 따라 모든 두께위치에서 충격흡수 에너지가 감소하는 경향이 공통적으로 나타났다. 그러나 FQ 시편군 보다는 FC 시편군에서 감소폭이 더 컸다.

4. 가장 낮은 평균 흡수에너지 값을 보이는 -60 °C에서의 시험결과에서 미세조직 상분율과 평균 흡수에너지의 상관관계를 살펴보았다. QPF 가 주상을 구성하였을 때, 균열전파경로가 직선형태로 전파한 전형적인 취성파괴의 파단면을 보였다. 이로 인해 평균 흡수에너지가 급격히 감소했다. 반면, AF 가 주상을 구성했을 때는 균열이 전파한 표면 뿐만 아니라 하단부의 조직까지 같이 소성변형을 일으켜 높은 평균 흡수에너지 값을 보였다..

참고문헌

- [1] "Normal and higher strength hull structural steels, IACS UR W11 Rev.9 (2017)."
- [2] 한국선급, "선급 및 강선규칙," 2 재료 및 용접, 2019.
- [3] T. Gladman, *The physical metallurgy of microalloyed steels*. Maney Pub, 1997.
- [4] K. Easterling, *Introduction to the physical metallurgy of welding*. Elsevier, 2013.
- [5] B. EN, "10225: 2009," *Weldable Structural Steels for Fixed Offshore Structures Technical Delivery Conditions*, 2009.
- [6] K. Nishioka and K. Ichikawa, "Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization," *Science and Technology of Advanced Materials*, vol. 13, no. 2, p. 023001, 2012.
- [7] B. Kim, S. Lee, N. Kim, and D. Lee, "Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds," *Metallurgical Transactions A*, vol. 22, no. 1, pp. 139-149, 1991.
- [8] P. Layus, P. Kah, J. Martikainen, M. Pirinen, E. Khlushova, and A. Ilyin, "European and Russian metals for Arctic offshore structures," in *The Twenty-third International Offshore and Polar Engineering Conference*, 2013: International Society of Offshore and Polar Engineers.
- [9] 최동기, "해양플랜트용 HSLA 후판강의 FCAW 와 SAW 열영향부 미세조직 및 저온 인성 특성," 인하대학교 대학원, 국내박사학위논문, 2020.
- [10] D. Choi, H. Lee, S.-K. Cho, H. C. Kim, S.-K. Hyun, and S. Y. Shin, "Microstructure and Charpy Impact Properties of FCAW and SAW Heat Affected Zones of 100 mm Thick Steel Plate for Offshore Platforms," *Metals and Materials International*, vol. 26, no. 6, pp. 867-881, 2020.
- [11] Z. Li, Y. Tian, S. Kang, Z. Zheng, and M. Liu, "Effect of fast cooling rate on the microstructure and mechanical properties of low-carbon high-strength steel annealed in the intercritical region," *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, vol. 29, no. 3, pp. 572-577, 2014.
- [12] S. Tang, Z. Y. Liu, G. D. Wang, and R. D. K. Misra, "Microstructural evolution and mechanical properties of high strength microalloyed steels: Ultra Fast Cooling (UFC) versus Accelerated Cooling (ACC)," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 580, pp. 257-265, 2013.
- [13] J. Kim, Y. Suh, S. Hwang, and S. Y. Shin, "Effect of Rolling Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of Thick Steel Plates for Offshore Platforms," *Korean Journal of Materials Research*, vol. 28, no. 8, pp. 478-488, 2018, doi: 10.3740/mrsk.2018.28.8.478.

- [14] X. Di, M. Tong, C. Li, C. Zhao, and D. Wang, "Microstructural evolution and its influence on toughness in simulated inter-critical heat affected zone of large thickness bainitic steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 743, pp. 67-76, 2019.
- [15] 최지현, "가속냉각형 TMCP 강재 용접부의 기계적성질 및 미세조직에 미치는 강재두께의 영향에 관한 연구," A study on the effect of thickness of TMCP steel plate on mechanical properties and microstructure of weldment, 학위논문(석사)-- 울산대학교 자동차선박기술대학원, 2014.
- [16] L. F. Porter and P. E. Repas, "The evolution of HSLA steels," *JOM*, vol. 34, no. 4, pp. 14-21, 1982.
- [17] V. M. H. KONSTRUKCIJSKA, "High-strength low-alloy (HSLA) steels," *Materiali in tehnologije*, vol. 45, no. 4, pp. 295-301, 2011.
- [18] J. Adamczyk, "Development of the microalloyed constructional steels," *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 14, no. 1-2, pp. 9-20, 2006.
- [19] 김희진, "TMCP 강의 개발 및 적용," *대한용접·접합학회지*, vol. 4, no. 2, pp. 1-11, 1986.
- [20] 주용용 and 장래웅, "TMCP 강의 개발현황 및 발전방향," *상변태 심포지엄*, vol. 1, pp. 14-20, 1988.
- [21] I. Tamura, H. Sekine, and T. Tanaka, *Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels*. Butterworth-Heinemann, 2013.
- [22] J. Trzaska, "Calculation of Critical Temperatures by Empirical Formulae," *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 61, no. 2, pp. 981-986, 2016, doi: 10.1515/amm-2016-0167.
- [23] D. B. Rosado, W. De Waele, D. Vanderschueren, and S. Hertelé, "Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels," *International Journal Sustainable Construction & Design*, vol. 4, no. 1, 2013.
- [24] S. D. Bhole, J. B. Nemade, L. Collins, and C. Liu, "Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 173, no. 1, pp. 92-100, 2006.
- [25] M. Eroglu and M. Aksoy, "Effect of nickel on microstructure and mechanical properties of heat affected zone of low carbon steel," *Materials Science and Technology*, vol. 18, no. 1, pp. 35-40, 2013.
- [26] E. Keehan, L. Karlsson, and H. O. Andrén, "Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals: Part 1 – Effect of nickel content," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 11, no. 1, pp. 1-8, 2013, doi: 10.1179/174329306x77830.
- [27] H.-U. Hong, "Technical Review on Improvement of HAZ Toughness through a Control of MA Constituent," *Journal of Welding and Joining*, vol. 28, no. 3, pp. 4-8, 2010.
- [28] 이윤기, "극 저탄소강에서의 용접 열영향부 인성 및 항복비에 대한 M-A 상의 영향에 대한 연구," ed: 한양대학교, 2008.
- [29] E. Wilson, "The $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in low carbon irons," *ISIJ international*, vol. 34, no. 8, pp. 615-630, 1994.

- [30] H. K. D. H. Bhadeshia and J. Christian, "Bainite in steels," *Metallurgical transactions A*, vol. 21, no. 3, pp. 767-797, 1990.
- [31] G. Krauss, *Steels: processing, structure, and performance*. Asm International, 2015.
- [32] G. Krauss and S. W. Thompson, "Ferritic microstructures in continuously cooled low-and ultralow-carbon steels," *ISIJ international*, vol. 35, no. 8, pp. 937-945, 1995.
- [33] 김영민, "라인파이프강의 기계적 특성에 미치는 침상형 조직의 영향," 포항공과대학교, 2005.
- [34] T. Hanamura, S. Torizuka, S. Tamura, S. Enokida, and H. Takechi, "Effect of Austenite Grain Size on Transformation Behavior, Microstructure and Mechanical Properties of 0.1C–5Mn Martensitic Steel," *ISIJ International*, vol. 53, no. 12, pp. 2218-2225, 2013, doi: 10.2355/isijinternational.53.2218.
- [35] S.-J. Lee, J.-S. Park, and Y.-K. Lee, "Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel," *Scripta Materialia*, vol. 59, no. 1, pp. 87-90, 2008.
- [36] A. H. Cottrell, "Theory of brittle fracture in steel and similar metals," *Trans. Met. Soc. AIME*, vol. 212, 1958.
- [37] N. Petch, "The influence of grain boundary carbide and grain size on the cleavage strength and impact transition temperature of steel," *Acta metallurgica*, vol. 34, no. 7, pp. 1387-1393, 1986.

영문 요약

Due to the recent expanding of resource development in the Arctic region, demand for offshore plants operating in a low temperature environment of minus 60 °C is increasing due to resource exploration and development in the Arctic region. Structural steels for offshore plants operating in polar regions have high yield strength and excellent low temperature impact toughness to withstand drift ice impact at low temperatures and high-water pressure at deep seabed, while maintaining low carbon equivalents. In addition, for the efficient operation of the facility, the size of the facility is enlarged, and more improved steel is used. As the steel material gets thicker, steel temperature gradient from surface to center of steel are formed in the accelerated cooling stage of the manufacturing process. In addition, although the physical properties of the base material are excellent, there is a problem that impact toughness is degenerated due to the formation of the HAZ (heat affected zone) by heat input during the welding process.

In particular, HAZ is difficult to control the microstructure, and it is in the case of multi-layer welding. Problem areas with ICCGHAZ (Intercritically reheated coarse grain HAZ) and CGHAZ (Coarse grain HAZ), which are repetitively acting welding heat.

Although it is important to investigate the correlation between the microstructure of the HAZ during actual welding and the impact toughness, the previous studies focused on the simulation of a specific heat input HAZ microstructure at thickness of 50 mm or less.

Therefore, more studies are needed to clarify the correlation between microstructure and low-temperature impact toughness during actual welding in thick plates exceeding 50 mm.

In this study, the microstructure of each position of the TMCP thick plate steel with a yield strength of 460 MPa of 100 mm and the microstructure of the FCAW with a heat input of 7 ± 2 kJ/cm was analyzed to investigate the microstructure formation process by thickness position. In addition, in accordance with the method of evaluating the low-temperature impact toughness in accordance with the rules of classification, low-temperature Charpy tests are performed at -20, -40, and -60 °C for each location and 0, 2, 5 mm away from the fusion line, respectively. Try to clarify the correlation between the HAZ microstructure and low-temperature impact toughness and present the optimal microstructure conditions to improve the low-temperature impact toughness.