ISSN 2466-2232 (Print)
ISSN 2466-2100 (Online)

베이나이트계 후판의 HAZ 미세조직과 저온 충격 인성의 상관관계

이 훈* · 조성규**† · 최우혁** · 김양곤*** · 권용재* · 이정구* · 신상용*†† · 최동기****

*울산대학교 첨단소재공학과

**현대제철 기술연구소

***한국생산기술연구원 기계소재부품연구그룹

****하이드로웨스트 기술연구소

Correlation Between HAZ Microstructure and Low Temperature Impact Toughness of Bainitic Steel Plates

Hun Lee*, Sung Kyu Cho**,†, Woo Hyuk Choi**, Yang Gon Kim***, Yong Jai Kwon*,
Jung Gu Lee*, Sang Yong Shin*,††, and Dong Ki Choi****

*School of Materials Science and Engineering, University of Ulsan, Ulsan, 44610, Korea

**Technical Research Center, Hyundai Steel Company, Dangjin, 31719, Korea

***Mechanical Components and Materials R&D Group, Korea Institute of Industrial Technology,
Yeongju, 36144, Korea

****Hydrofast Co., R&D Center, Korea Institute of Industrial Technology, Yeongju, 36144, Korea

†Corresponding author: †sungkyu-cho@hyundai-steel.com, ††sshin@ulsan.ac.kr

(Received June 9, 2021; Revised June 17, 2021; Accepted June 23, 2021)

Abstract

In this study, the correlation between HAZ microstructure and low temperature impact toughness of bainitic steel plates was investigated. The Steel with high carbon content and finish cooling temperature has a higher volume fraction and large packet size of granular bainite compared to the steel with low carbon content and finish cooling temperature. The room temperature tensile properties of the two steels are similar, mostly because the microstructure is composed of acicular ferrite having fine grains. On the other hand, the low temperature Charpy absorbed energy of two steels showed a big difference. As the test temperature decreased, the Charpy absorbed energy of the steel with high carbon content and finish cooling temperature decreased more rapidly than the steel with low carbon content and finish cooling temperature. This is due to the high volume fraction of granular bainite and large packet size of granular bainite in the steel with high content and finish cooling temperature. HAZ specimens have a very complex microstructure with a mixture of acicular ferrite, granular bainite, and bainitic ferrite through the rapid cooling process. In the HAZ specimen with high carbon content, more volume fraction of granular bainite + bainitic ferrite was formed, and the packet size of granular bainite + bainitic ferrite was also coarse. Because of this result, the HAZ specimen with high carbon content has low Charpy absorbed energy compared to the HAZ specimen with low carbon content.

Key Words: Bainitic steel plate, HAZ, Microstructure, Charpy impact toughness

1. 서 론

지구온난화로 인한 빙하 감소에 의한 최근 북극 항로 개척과 심해저 자원개발의 활성화로 해양플랜트의 수요

가 늘고 있다. 해양플랜트는 상대적으로 높은 온도인 해수면 일대에서 저온의 심해저에 이르기까지 사용 온도 범위가 넓어서, 상온뿐만 아니라 저온에서도 우수한 기계적 특성이 요구된다. 일반적으로 기계적 특성의 향상을 위해 합금조성을 변화하여 강재를 개발한다. 하지

만, 고강도를 위한 합금 원소 첨가는 용접성에 악영향을 미치므로 합금조성 변화 외에도 강재의 제조 공정조건을 이용하여 미세조직을 제어하는 연구가 활발하게 진행되고 있고, 이에 대한 중요성 역시 높아지고 있다¹⁻⁵⁾.

강재의 고강도화를 이루면서도 용접성을 향상시키기 위하여 1980년대부터 TMCP(thermo-mechanical control process)가 개발되어 적용되고 있다. TMCP는 기존 강재 대비 저탄소당량을 갖도록 탄소 및 합금 원소 함량을 낮추면서 강재의 강도와 인성을 동시에 향상되도록 도입한 공정으로 압연조건과 냉각조건 제어를 통한 미세조직 제어가 TMCP공정의 핵심이다. TMCP는 조압연-사상압연-가속냉각의 3단계로 구성되어 있다. 조압연 단계에서는 슬라브(slab)를 오스테나이트 재결정온도 영역에서 압연패스에 의해 입도를 미세화한다. 등축형태의 결정립을 형성하며, 재결정 구간의 압연온도에 따라 오스테나이트 결정입도가 달라진다. 이러한 재결정 발생의 유무는 압하율에 영향을 받으며, 일반적으로 압하율이 작을수록 재결정의 발생도 억제된다. 사상압연 단계에서는 압하량과 압연패스 수를 제어하여 강판의 두께를 조절하며 압연한다. 미재결정 영역의 압연패스에 의해 연신된 오스테나이트 결정립은 입계의 면적을 늘려주고 입내 변형에 의한 변형띠를 만든다. 변형띠와 입계는 핵생성 사이트로 되어 미세한 미세조직을 얻게 된다

다음 연속공정인 가속냉각공정은 높아진 전위밀도와 빠른 냉각속도에 의한 과냉으로 오스테나이트 결정립계와 입내 변형대에서 미세한 결정립도를 갖는 페라이트 및 베이나이트 등의 저온변태상의 핵생성 및 성장이 활발하게 일어나, 압연에 의한 이방성을 어느정도 해소한다. 이와 같이 TMCP공정에 의해 제조된 강은 결정립의 크기를 미세화할 수 있으며 높은 강도를 갖는 미세한 패킷(packet)들로 구성된 저온변태상을 형성하여 비교적 낮은 탄소 당량을 유지하면서도 기계적 특성을 높일 수 있는 장점이 있다⁶⁻⁹⁾.

가속냉각공정은 통상적으로 냉각 시작 온도(start cooling temperature)와 냉각 종료 온도(Finish cooling temperature)를 각각 설정하여 특정 상변태 온도 구간에서 핵 생성의 구동력을 결정하게 된다^{6,7)}. 냉각 속도 역시 제어할 수 있으나, 100 mm 두께의 후판은 판재 두께가 두꺼운 탓에 그 냉각 속도의 제어에는 물리적인 한계가 있다. 이러한 가속냉각공정의 냉각 시작 온도는 미세조직의 핵 생성 시작온도로서 베이나이트 변태시작온도 인근으로 설정하게 되고, 냉각 종료 온도는 미세조직의 분율 및 형상에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 높은 냉각 종료 온도를 가질 경우, 과

냉이 적어 저온변태상이 비교적 적게 형성될 것이고, 낮은 냉각 종료 온도를 가질 경우, 보다 가속 냉각이 오래 지속되어 저온변태상을 더 많이 형성하고, 미세조직크기를 작게 만들 수 있을 것이다. 또한 이 같은 미세조직의 분율, 형상 그리고 크기는 기계적 특성에 영향을 미친다.

TMCP로 제조된 강재의 기계적 특성이 우수하더라도 용접공정에서 가해지는 입열로 인해서 기계적특성이 열화되는 문제가 발생한다. 특히 열영향부(heat affected zone, HAZ) 중 CGHAZ(coarse grain heat affected zone)에서 기계적 특성의 열화가 심하게 나타나는 것으로 널리 알려져 있다^{10,11)}. 이같은 용접열 영향부의 미세조직은 용접 전의 초기미세조직의 영향을 크게 받는다. 따라서 용접열영향부의 기계적 특성을 향상시키기 위해서는 용접 전의 미세조직이 HAZ 미세조직형성에 미치는 영향에 대한 연구가 필요하다. 후판의 두께가 두꺼워질수록, 두께 방향에 따라 온도 구배가 발생하여 미세조직형성이 복잡해지는데, 대부분의 연구는 두께 50 mm이하의 강재에 대해 이루어져 이를 초과하는 두께를 갖는 후판의 연구 사례는 많지 않은 실정이다.

따라서 본 연구에서는 두께 100 mm의 해양플랜트용 철강의 TMCP공정 중 냉각 종료 온도를 달리하여 제작한 2 강재의 모재와 CGHAZ 모사한 HAZ시편의 미세조직을 관찰하였다. 모재의 기계적 특성을 평가하기 위해서 인장 시험을 실시하였으며, CGHAZ의 기계적 특성 평가를 위해서 비커스 경도 시험을 실시하고, 저온 충격 인성을 평가하기 위하여 -40℃에서 샤르피 충격 시험을 실시했다. 이 결과를 통해 미세조직과 기계적 특성의 상관관계를 규명하고, 철강의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 냉각 종료 온도의 영향을 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 강재 및 HAZ모사 시편 제조

본 연구에서 사용된 강의 화학 조성과 제조공정을 Table 1과 Table 2에 나타내었다. 2 종류의 강재는 탄소의 함량이 다르며, 나머지 합금원소의 함량은 비슷한 수준이다. 탄소 함량이 0.07 wt.%로 높은 강을 H

Table 1 Chemical compositions of the steels. (wt.%)

Steel	C	Si	Mn	P+S	Others	C _{eq} (%)
H	0.07	0.1	1.7	<0.01	Ni, Cu, Cr, Mo, Al, Ti, Nb, V	0.437
L	0.05					0.426

Table 2 Rolling and cooling conditions of the steels

Steel	Reheating temperature (°C)	Start cooling temperature (°C)	Finish cooling temperature (°C)	Cooling rate (°C/s)
H	1050 ~ 1125	700 ~ 800	400	3
L			300	

강으로, 탄소 함량이 0.05 wt.%로 낮은 강을 L 강으로 명명하였다. 탄소 함량의 차이로 탄소당량도 H 강이 L 강에 비해서 높다. 제조공정에서는 냉각 종료 온도를 달리하였으며, H 강의 냉각 종료 온도는 400 °C로 L 강의 냉각 종료 온도인 300 °C보다 높다. 2 강은 모두 1050 ~ 1125 °C에서 2시간 동안 오스테나이트화 처리를 하였고, 열간 압연 공정에서 300 mm 두께의 슬라브를 100 mm로 압연하였다. 이후 700 ~ 800 °C에서 수랭을 시작하였고, 중심부의 냉각 속도는 3 °C/s이다.

HAZ 시편을 모사하기 위해서 Fig. 1의 열 사이클을 적용하여 MTCS(metal thermal cycle simulator) 장비(thermorestor-W, Fuji Electronic Industrial Co., Tokyo, Japan)로 CGHAZ(coarse-grain heat affected zone)조직을 구현하였다. MTCS 시편 형상은 직사각기둥 형태이고, 시편의 크기는 11 × 11 × 60 mm이다. 시편의 중심부에 열전대를 붙인 후, 열 사이클 적용을 위해서 시편을 MTCS 장치의 고주파 유도 가열 코일을 중심부에 위치시킨다. 열 사이클 모사 실험을 위한 MTCS 장치의 내부는 진공으로 제어한다. MTCS 장치의 전압을 증가시켜 온도를 증가시킬 수 있으며, 질소 또는 아르곤 가스를 이용하여 냉각을 제어한다. 이 때의 열 사이클로 적용된 입열량은 8 ~ 10 kJ/cm로 계산되었으며, 이는 해양플랜트용 철강의 용접에 주로 사용되는 플럭스 코어드 아크 용접(FCAW, flux cored arc welding)조건을 모사한 것이다. HAZ 시편

Fig. 1 Schematic diagram of weld thermal cycles of the steels

들은 강재명 뒤에 ‘-HAZ’를 붙여서 표시하였다.

2.2 미세조직 분석 및 기계적 특성 평가

시편의 미세조직을 분석하기 위해서 후판의 두께 중심부 위치에서의 L-T 면(longitudinal-transverse plane)을 2000 grit의 사포로 연마하고, 1 μm 다이아몬드 서스펜션으로 연마한 뒤 2 % 나이트알 용액(질산+에탄올)으로 에칭하여 광학 및 주사전자현미경(scanning electron microscope)으로 관찰하였다. 각 상의 구분 방법과 상분율 측정 방법은 다음과 같다. 광학현미경으로 관찰된 조직사진으로 전체적으로 상을 구분하고, 주사전자현미경으로 관찰된 조직사진으로 더욱 정밀하게 상을 구분하였다. 페라이트와 탄화물의 형태학적 분류를 따라 베이나이트계 상을 구분하였다^{6,7)}. 광학현미경으로 관찰된 4장의 사진으로 각 상을 구분하고, 이 사진들의 각 상의 분율은 이미지 분석 프로그램(Sigma Scan pro, Systat Software Inc.)으로 측정하였다. 베이나이트계 조직의 특성 상 오차가 큰 것을 감안하여 5~10% 단위로 반올림하여 각 상분율을 나타내었다. 이차상의 경우, 분율이 낮아서 평균값을 나타내었다.

모재 인장 시편은 T 방향(transverse direction)으로 전체 두께의 판상 시편으로 준비하였고, 상온에서 변형 속도 10⁻³/s로 인장 시험을 실시하였다. 비커스 경도 시험은 300 gf의 하중으로 측정하였다. 모재의 샤르피 충격 시편은 후판의 두께 중심부 위치에서 T-L 방향(transverse-longitudinal direction)으로 ASTM E23규격에 맞추어 55 × 10 × 10 mm의 표준 크기의 시편으로 준비하였다. 모재는 0 ~ -80 °C에서 샤르피 충격 시험을 실시하였고, HAZ 시편은 -40 °C에서 샤르피 충격 시험을 실시하였다. 해양플랜트용 후판은 HAZ 샤르피 흡수 에너지가 46 J 이상이 되는 온도에 따라서 등급이 나뉜다. ‘E’ 등급의 경우, -40 °C에서의 샤르피 흡수 에너지가 46 J 이상을 만족하여야 한다.

3. 결과 및 고찰

3.1 모재 미세조직 및 기계적 특성

Fig. 2와 3에 2강의 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하여 나타내고, 이로부터 측정된 상분율을 Table 3에 나타내었다. 2 강은 침상형 페라이트(acicular ferrite, AF)로 기지조직이 구성되어 있고, 약간의 입상형 베이나이트(granular bainite, GB)와 이차상으로 구성되어 있다. 이차상은 탄화물, 질화물, 마르텐사이트, Martensite-Austenite con-

Fig. 2 Optical microstructure of the (a) H and (b) L steels. (AF : acicular ferrite, GB : granular bainite)

Table 3 Volume fractions of microstructure of the steels

Steel	Acicular ferrite (%)	Granular bainite (%)	Second phases (%)
H	Bal.	10	5.9
L	Bal.	5	6.7

stituent 등의 미세한 경질상이다. H 강은 L 강에 비해서 GB의 분율이 높으며, 이차상의 분율은 낮다. H 강의 GB 패킷의 크기는 $50\ \mu\text{m}$ 정도이고, L 강의 GB 패킷의 크기는 $30\ \mu\text{m}$ 정도로 작다. Fig. 3의 주사전자 현미경 사진에서 AF가 주로 형성된 부분과 GB가 주로 형성된 부분을 확대하여 관찰하였다. AF 결정립 크기는 $5\ \mu\text{m}$ 정도로 미세하다. 반면 GB가 형성된 부분은 비교적 조대한 패킷의 GB가 내부에 이차상을 포함하고 있으며 결정립계 등에 이차상이 나타난다. H 강은 L 강에 비해서 탄소 함량도 높고, 냉각 종료 온도도 높다. 탄소는 오스테나이트에서 페라이트로의 상변태를 억제하고 베이나이트나 마르텐사이트 같은 저온변태 조직의 형성을 촉진시키므로 다량 첨가 시, 인성에 좋지 못한 영향을 준다고 알려져 있다. 즉, 탄소 함량의 증가는 CCT 곡선을 오른쪽 아래로 이동시키고 저온변태조직의 형성을 촉진시킨다¹²⁻¹⁴⁾. 또한 높은 냉각 종료 온도는 저온 변태 조직의 조대화에 유리하다. 따라서 H 강은 GB의 분율이 L 강에 비해 높고, GB

Fig. 3 SEM(scanning electron microscope) microstructure of the H and L steels. (AF : acicular ferrite, GB : granular bainite)

패킷의 크기도 L강에 비해서 크다.

2 강 of 상온 인장 특성을 Table 4에 나타내었다. 2 강은 GB의 분율과 패킷 크기에서 차이가 있지만 90% 이상이 AF로 구성되어 있어서 인장 특성의 차이는 거의 없다. 2 강 of 항복강도는 455 MPa, 인장 강도는 590 MPa, 연신율은 25% 정도로 비슷한 수준이다. 하지만 샤르피 충격 특성은 차이를 보였는데, Fig. 4에서 시험 온도별 샤르피 흡수 에너지를 살펴보면, 저온으로 갈수록 H 강 of 샤르피 흡수 에너지가 L 강 of 샤르피 흡수 에너지에 비해서 더 급격하게 감소하고 있다. 0 °C 에서의 평균 샤르피 흡수 에너지는 L 강이 350 J, H 강이 250 J 정도로 100 J 이상 차이가 난다. 저온으로 갈수록 샤르피 흡수 에너지는 감소하여 -80 °C 에서의 샤르피 흡수 에너지는 L 강은 편차는 있지만, 250 J 이상 나타나기도 하지만, H 강은 100 J 이하로 급격히 감소한다.

이러한 샤르피 흡수 에너지의 차이는 저온 인성이 낮은 GB 조직의 분율과 패킷 크기 때문이다. GB과 같이 유효결정립(effective grain)이 큰 조직을 갖는 철강은 취성 파괴가 발생할 때 단위 균열 길이(unit crack path)도 유효결정립의 크기와 같이 증가하게 되어, 파괴 전파 에너지도 낮다고 알려져 있다^{15,16)}. GB 분율이 높고, GB 패킷 크기가 큰 H 강은 L 강에 비해서 저온 인성이 낮고, 특히 -80 °C와 같이 취성 파괴가 일어날 때에는 그 영향이 더욱 크게 나타난다.

Table 4 Tensile and Charpy impact properties of the steels

Steel	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
H	456±7	597±2	25±1
L	455±5	590±1	26±1

Fig. 4 Charpy impact energy of the steels as a function of temperature

연성 파괴가 주로 발생하는 0 °C 에서도 GB의 차이가 샤르피 흡수 에너지의 차이를 일으키지만, 취성 파괴가 주로 발생하는 -80 °C나 연성-취성 전이기가 일어나는 중간 온도에서는 H 강 of 샤르피 흡수 에너지는 크게 감소한다. 즉 취성 파괴 시 균열의 전파에 취약한 조대한 GB 패킷을 따라서 급격한 균열이 전파되어 높은 GB 분율과 큰 GB 패킷 크기를 가지는 H 강에서 L 강에 비해 낮은 샤르피 흡수 에너지가 나타난다.

3.2 HAZ 미세조직 및 기계적 특성

HAZ 시편들의 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하여 Fig. 5와 6에 나타내었다. 그리고 이들 미세조직 사진으로부터 측정된 상분율을 Table 5에 나타내었다. HAZ 시편들의 경우, 급열과 급랭으로 AF가 기지조직을 이루고 있으며, GB와 베이나이트계

Fig. 5 Optical microstructure of the (a) H-HAZ and (b) L-HAZ specimens. (AF : acicular ferrite, BF : bainitic ferrite, GB : granular bainite)

Table 5 Volume fractions of microstructure of the HAZ specimens

Specimen	Acicular ferrite (%)	Granular bainite + Bainitic ferrite (%)
H-HAZ	Bal.	50
L-HAZ	Bal.	30

Fig. 6 SEM(scanning electron microscope) microstructure of the HAZ specimens. (AF : acicular ferrite, BF : bainitic ferrite, GB : granular bainite)

페라이트(Bainitic ferrite, BF)가 일부 혼재되어 나타나며 매우 복잡한 형태를 갖는다. H-HAZ 시편은 GB+BF 분율이 50%로, L-HAZ 시편의 30%에 비해 높다. 또한 HAZ 시편들에서의 GB+BF 패킷은 그 크기가 50~100 μm 정도로 조대하다. Fig. 6의 AF가 주로 나타나는 영역과 GB+BF가 주로 나타나는 영역을 관찰한 사진에서 AF 결정립의 크기, GB+BF의 형태, 이차상의 크기 등을 관찰할 수 있다. 모재와 달리 HAZ 시편의 AF는 길쭉한 형태를 가지고 있으며, 짧은 축이 1~2 μm 정도이고, 긴 축은 10 μm 정도의 길이를 갖는다. AF 결정립계에 존재하는 이차상은 모재에 비해 더욱 미세하고, 고르게 분포되어 있다. GB+BF 조직은 일부 방향성을 가지며 이차상이 분포되어 있으나, 무작위한 방향으로 둥글게 형성된 이차상도 혼재되어 나타난다.

HAZ 시편의 경우, 급열을 통해서 오스테나이트로 미세조직은 변화한다. 이 때 오스테나이트 안정화 원소인 탄소 함량이 높은 H 강이 L 강에 비해 더 빠르게 오스테나이트 조직으로 역변태 된다. 이 후 급랭의 과정을 겪으며, 저온 변태 조직이 형성되는데, 비교적 빠른 냉각으로 AF가 모재와 달리 길쭉한 형태로 형성되고, GB 보다는 빠른 냉각속도에서 형성되는 BF도 형

Table 6 Vickers hardness and Charpy impact energy at -40 $^{\circ}\text{C}$ of the HAZ specimens

Specimen	Vickers hardness (Hv)	Charpy impact energy (J) [1 st /2 nd]
H-HAZ	279 $\pm$ 23	9/9
L-HAZ	284 $\pm$ 11	118/46

성되게 된다. 이 때 탄소 함량이 높은 H 강에서는 더 많은 BF가 형성되게 되고, 이들은 이후 GB와 혼재되며 형성된다.

HAZ 시편들의 비커스 경도와 -40 $^{\circ}\text{C}$ 에서 샤르피 충격 시험한 결과를 Table 6에 나타내었다. HAZ 시편들의 비커스 경도는 280 Hv 정도로 비슷하였다. 하지만, 저온 샤르피 흡수 에너지는 그 차이가 컸다. H-HAZ 시편의 -40 $^{\circ}\text{C}$ 샤르피 흡수 에너지는 9 J로, L-HAZ 시편의 118/46 J에 비해 매우 낮다. 샤르피 충격 시험으로 파단된 HAZ 시편을 주사전자현미경으로 관찰하여 Fig. 7에 나타내었다. H-HAZ 시편은 -40 $^{\circ}\text{C}$ 샤르피 흡수 에너지가 9 J인 시편을, L-HAZ 시편은 -40 $^{\circ}\text{C}$ 샤르피 흡수 에너지가 46 J인 시편을 관찰하였다. HAZ 시편들 모두 샤르피 흡수 에너지가 가장 낮은 시편의 파면을 관찰하였으며, 균열 개시부와

Fig. 7 SEM(scanning electron microscope) fractographs of the fractured Charpy impact tests at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ for the HAZ specimens

균열 전파부를 구분하여 관찰하였다. 균열 개시부는 HAZ 시편들 모두에서 미세한 딴플이 나타나며 연성과 파괴가 일어난 것을 알 수 있다. 반면, 균열 전파부에서는 딴플과 함께 벽개 파면도 관찰된다. 벽개 파면의 크기는 $50\text{ }\mu\text{m}$ 이상이다.

일반적으로 HAZ 에 형성되는 저온 변태 조직에서

AF는 결정립이 미세하고, 무작위한 방향으로 결정립이 분포하기 때문에 인성이 우수하며, 취성 파괴가 일어나더라도 균열 전파 경로를 길게하여 저온 인성에 유리하다. 반면, GB나 BF는 패킷의 크기가 크고 결정립 내부의 이차상 또는 아결정립의 성장 방향이 비슷하기 때문에 취성 파괴가 발생하면 균열 전파 경로가 직선적으

로 빠르게 진행하여 저온 인성에 불리하다고 알려져 있다^{15,16)}. 본 연구에서도 H-HAZ 시편이 높은 GB+BF 분율을 가지며, 그 패킷의 크기도 조대하여서 L-HAZ 시편에 비해 낮은 -40°C 샤르피 흡수 에너지를 갖는다. 모재와 HAZ 시편을 비교하면, 상온에서 측정된 인장 특성 및 비커스 경도는 저온 변태 조직의 분율이 다름에도 불구하고 비슷하게 측정된다. 하지만 샤르피 흡수 에너지는 GB나 BF의 분율과 패킷의 크기에 큰 영향을 받았다.

4. 결 론

본 연구에서는 탄소 함량과 냉각 종료 온도를 달리하여 두께 100 mm의 해양플랜트용 철강을 제조하고, 모재와 CGHAZ 시편의 미세조직과 기계적 특성을 평가하고, 이들의 상관관계를 조사하여 다음의 결론을 얻었다.

1) 탄소 함량과 냉각 종료 온도가 높은 H 강은 L 강에 비해 GB의 상분율이 높으며, GB 패킷의 크기도 크다. 상온 인장 특성은 2강이 비슷한 수준이었는데, 이는 대부분 기지조직이 미세한 결정립의 AF로 구성되어 있기 때문이다. 반면, 저온 샤르피 충격 특성은 큰 차이를 보였는데, 온도가 감소할수록 H 강의 샤르피 흡수 에너지가 L 강의 샤르피 흡수 에너지에 비해서 더 급격하게 감소하였다. 이는 H 강에서의 높은 GB 분율과 큰 패킷 크기가 취성 파괴를 잘 발생시키기 때문이다.

2) HAZ 시편들은 급열과 급랭으로 AF, GB, BF가 혼재되어 매우 복잡한 미세조직을 갖는다. HAZ 시편들의 AF는 길쭉한 형태를 가지고 있으며, 이차상도 모재에 비해 더욱 미세하고, 고르게 분포되어 있다. 오스테나이트 안정화 원소인 탄소 함량이 높은 H-HAZ 시편에서 더 많은 GB+BF가 형성되었고, GB+BF의 패킷 크기는 매우 조대하다. HAZ 시편들의 상온 비커스 경도값은 비슷하였지만, -40°C 샤르피 흡수 에너지는 차이가 컸다. H-HAZ 시편은 높은 GB+BF 분율과 큰 패킷 크기가 취성 파괴를 잘 발생시키기 때문에 L-HAZ 시편에 비해 낮은 샤르피 흡수 에너지를 갖는다.

Acknowledgement

This work was supported by Korea Evolution Institute of Industrial Technology (KEIT) grant funded by the Korea Government (MOTIE). (No. 10063532, Development of steel application technologies against ice-in-

duced crashworthiness and arctic temperature high toughness) This work was partly supported by The Competency Development Program for Industry Specialist grant funded by the Korea Government (MOTIE).

ORCID: Hun Lee: <https://orcid.org/0000-0003-3329-7771>

ORCID: Sung Kyu Cho: <http://orcid.org/0000-0003-2627-3675>

ORCID: Sang Yong Shin: <https://orcid.org/0000-0002-4166-9910>

References

1. J. C. Kim, Y. C. Suh, S. D. Hwang, and S. Y. Shin, Effect of Rolling Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of Thick Steel Plates for Offshore Platforms, *Korean J. Mater. Res.*, 28 (2018) 478-488.
<https://doi.org/10.3740/MRSK.2018.28.8.478>
2. T. C. Cheng, C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang, H. C. Lin, and R. K. Shiue, Microstructure and Impact Toughness of Offshore Steel, *Arch. Metall. Mater.*, 63 (2018) 167-172.
<https://doi.org/10.24425/118924>
3. Y. L. Zhou, T. Jia, X. J. Zhang, Z. Y. Liu, and R. D. K. Misra, Investigation on tempering of granular bainite in an offshore platform steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 626 (2015) 352-360.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.074>
4. D. S. Liu, Q. L. Li, and T. Emi, Microstructure and Mechanical Properties in Hot-Rolled Extra High-Yield-Strength Steel Plates for Offshore Structure and Shipbuilding, *Metall. Mater. Trans. A*, 42 (2011) 1349-1361.
<https://doi.org/10.1007/s11661-010-0458-1>
5. W. D. Callister, and D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering*, 9th ed., John Wiley & Sons, Inc., New York (2015) 432.
6. T. Araki, *Atlas for Bainitic Microstructures*, ISIJ, Tokyo, (1992) 1-100.
7. H. K. D. H. Bhadeshia, Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation, *Mater. Sci. Eng. A*, 378 (2004) 34-39.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.328>
8. G. Huang, and K. M. Wu, The effect of relaxing on the grain refinement of low carbon high strength microalloyed steel produced by compact strip production, *Met. Mater. Int.* 17 (2011) 847-852.
<https://doi.org/10.1007/s12540-011-1024-0>
9. C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang, and R. K. Shiue, Low-Temperature Toughness of the Austempered Offshore Steel, *Metall. Mater. Trans. A*, 47A (2016) 4777-4783.
<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3654-9>
10. K. Easterling, *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, 2nd ed. Butterworth Heinemann, Oxford (1992) 126.
11. Y. Li, D. N. Crowther, M. J. W. Green, P. S. Mitchell, and

- T. N. Baker, The Effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon Microalloyed Steels, *ISIJ Int.*, 41 (2001) 46-55.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.46>
12. H. K. Sung, S. Y. Shin, B. C. Hwang, C. G. Lee, N. J. Kim, and S. H. Lee, Effects of carbon equivalent and cooling rate on tensile and Charpy impact properties of high-strength bainitic steels, *Mater. Sci. Eng., A*, 530 (2011) 530-538.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.015>
13. B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee, Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds, *Metall. Trans. A*, 22A (1991) 139-149.
<https://doi.org/10.1007/BF03350956>
14. N. Yurioka, TMCP steels and their welding, *Weld. World*, 35 (1995) 375-390.
15. G. Krauss and S. W. Thompson, Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels, *ISIJ Int.*, 35 (1995) 937-945.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.937>
16. B. L. Bramfitt and J. G. Speer, A Perspective on the Morphology of Bainite, *Metall. Trans. A*, 21 (1990) 817-829.
<https://doi.org/10.1007/BF02656565>