

## 해양플랜트용 후판강의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 압연 조건의 영향

김종철<sup>1</sup> · 서용찬<sup>1</sup> · 황성두<sup>1</sup> · 신상용<sup>2†</sup>

<sup>1</sup>현대제철 기술연구소, <sup>2</sup>울산대학교 첨단소재공학부

### Effect of Rolling Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of Thick Steel Plates for Offshore Platforms

Jongchul Kim<sup>1</sup>, Yonhchan Suh<sup>1</sup>, Sungdoo Hwang<sup>1</sup> and Sang Yong Shin<sup>2†</sup>

<sup>1</sup>Technical Research Center, Hyundai Steel Company, Dangjin 31719, Republic of Korea

<sup>2</sup>School of Materials Science and Engineering, University of Ulsan, Ulsan 44610, Republic of Korea

(Received July 23, 2018 : Revised July 23, 2018 : Accepted August 9, 2018)

**Abstract** In this study, three kinds of steels are manufactured by varying the rolling conditions, and their microstructures are analyzed. Tensile and Charpy impact tests are performed at room temperature to investigate the correlation between microstructure and mechanical properties. In addition, heat affected zone(HAZ) specimens are fabricated through the simulation of the welding process, and the HAZ microstructure is analyzed. The Charpy impact test of the HAZ specimens is performed at -40 °C to investigate the low temperature HAZ toughness. The main microstructures of steels are quasi-polygonal ferrite and pearlite with fine grains. Because coarse granular bainite forms with an increasing finish rolling temperature, the strength decreases and elongation increases. In the steel with the lowest reduction ratio, coarse granular bainite forms. In the HAZ specimens, fine acicular ferrites are the main features of the microstructure. The volume fraction of coarse bainitic ferrite and granular bainite increases with an increasing finish rolling temperature. The Charpy impact energy at -40 °C decreases with an increasing volume fraction of bainitic ferrite and granular bainite. In the HAZ specimen with the lowest reduction ratio, coarse bainitic ferrite and granular bainite forms and the Charpy impact energy at -40 °C is the lowest.

**Key words** thick steel plates, rolling conditions, tensile properties, charpy impact properties, heat affected zone.

## 1. 서 론

산업이 발전함에 따라 지하 자원의 사용량이 증가하고, 지하자원의 채굴 기술과 경제성도 향상되면서, 예전보다 극지방이나 심해저에서의 지하 자원 개발에 대한 수요가 점차 증가하고 있다. 이러한 극한 환경에서의 지하 자원 개발을 위해서 사용되는 해양플랜트는 경제성 확보를 위해 점점 대형화되고 있으며, 기존의 환경보다 더 낮은 온도에서 사용될 수 있도록 설계되고 있다. 따라서 해양플랜트용 후판강은 상온에서의 높은 강도와 인성은 물론이고 저온에서도 우수한 인성이 요구된다.<sup>1-3)</sup>

최근 개발된 고강도 고인성의 해양플랜트용 후판강은

두께가 50 mm 이하일 경우에는 냉각속도가 빨라서, 주로 미세한 결정립의 침상형 페라이트 또는 베이나이트계 조직으로 이루어져 있다. 그리고 이러한 미세한 결정립의 침상형 페라이트 또는 베이나이트계 조직은 상온에서 우수한 강도와 인성의 조합을 갖는다고 알려져 있으며, 저온에서도 우수한 인성을 가진다.<sup>4,5)</sup> 하지만 두께가 50 mm 이상의 후판강은 냉각속도가 느려서 베이나이트계 조직의 형성이 어렵고, 페라이트와 펄라이트의 미세조직을 주로 갖게 된다. 이들 조직은 해양플랜트 건설 시 여러 단계의 용접 과정을 거치면서 다시 조직이 바뀌게 되는데, 이 때 높은 온도에 의해 결정립이 성장하거나 베이나이트계 조직이 형성되기도 한다.<sup>6-11)</sup> 이는

<sup>†</sup>Corresponding author

E-Mail : [sshin@ulsan.ac.kr](mailto:sshin@ulsan.ac.kr) (S. Y. Shin, University of Ulsan)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

결국 용접열영향부의 인성을 저하시켜 극지방 및 심해저에서 해양플랜트 건설 및 운용 시 급격한 취성파괴로 이어져 심각한 경제적, 환경적, 인명적 문제를 야기하는 원인이 된다.

이러한 문제를 해결하기 위해서 합금원소를 첨가하거나 압연 조건 또는 열처리 조건을 제어하여 해양플랜트용 후판강의 조직과 기계적 특성을 향상시키는 연구가 다양하게 진행되고 있다.<sup>12-22)</sup> 하지만 고강도 고인성의 해양플랜트용 후판강의 제조에 있어서 합금원소의 첨가는 매우 제한적인데, 그 이유는 강도와 저온 인성 향상에 주로 사용되는 합금원소는 가격이 비싸고, 고강도를 위해 첨가하는 다른 합금원소들은 오히려 인성을 저하시키는 원인이 되기도 하기 때문이다. 그리고 대형 해양플랜트용에 사용될 두께 50 mm 이상의 후판강은 두께가 두꺼워서 빠른 냉각속도나 낮은 온도까지의 수랭처리를 하는 등의 열처리 조건 제어가 실제 생산공정에 적용하는데 한계가 있다. 반면, 조압연 및 사상압연에서의 압연 횟수, 1회 압하율, 마무리 압연 온도 등과 같은 압연 조건의 조절은 실제 생산공정에 적용하기 용이한 면이 있다. 그러나 80 mm 정도의 두께를 갖는 고강도 고인성 해양플랜트용 후판강은 압연 조건에 따른 모재 및 용접열영향부의 미세조직과 기계적 특성의 상관관계에 대한 연구가 여전히 부족하여 이를 체계적으로 조사할 필요가 있다.

따라서, 본 연구에서는 압연 조건을 변화시켜서 3 종류의 80 mm 두께를 갖는 해양플랜트용 후판강을 제조하고 이들의 미세조직을 분석하였다. 그리고 상온에서 인장 및 샤르피 충격 시험을 실시하여 미세조직과 기계적 특성의 상관관계를 규명하였다. 또한 용접공정모사를 통해 용접열영향부 시편을 제조하고, 그 미세조직을 분석하였다. 그리고 저온에서 샤르피 충격시험을 진행하여 용접열영향부의 저온 인성을 평가하고, 파면을 분석하여 파괴기구를 조사하였다. 이상의 결과로부터 해양플랜트용 후판강의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 압연 조건의 영향을 규명하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 후판강 제조 및 용접열영향부 모사

본 연구에서 사용된 철강의 화학조성과 제조공정을 Table 1에 나타내었다. 모든 강들은 거의 동일한 화학조성을 가지고 있으며, 압연 조건의 차이에 따라 3 종류로 구분하였다. 모든 강은 1050~1150 °C에서 오스테나이트화 열처리를 2시간 동안 진행하였다. 이후 공랭을 하면서 압연 공정을 거치게 되는데, 이 때 조압연/사상압연 횟수, 1회 압하율, 마무리 압연 온도를 다르게 조절하여 3 종류의 후판강으로 제조되었다. 강들은 초기 슬라브 두께가 300 mm이고, 최종 판재 두께는 80 mm이다. 마무리 압연 온도가 증가함에 따라서 L, M, H 강으로 구분하였다. L 강과 H 강은 조압연/사상압연 횟수 및 1회 압하율은 거의 동일하다. 조압연 온도 구간과 사상압연 온도 구간은 재결정 온도를 기준으로 나누었으며, 합금 조성을 기준으로 계산된 강재들의 재결정 온도는 880 °C 정도이며, Ar<sub>3</sub> 온도는 740 °C 정도이다. 즉, 조압연 공정은 오스테나이트화 열처리 후부터 재결정 온도인 880 °C 사이에서 압연이 실시되고, 사상압연은 재결정 온도인 880 °C 부터 Ar<sub>3</sub> 온도인 740 °C 사이에서 압연이 실시되었다. L 강은 H 강에 비해 사상압연 공정이 진행되는 온도구간이 넓기 때문에 매번 압연 후 다음 압연까지 유지되는 시간이 길다. M 강은 다른 강들에 비해 사상압연 횟수가 더 많고, 이는 결국 1회 압하율이 더 낮다는 것을 의미한다. 마무리 압연 후 두께 중심을 기준으로 3~5 °C/s의 속도로 수랭하여 400~450 °C까지 수랭하고, 이후 공랭하여 후판강을 제조하였다.

용접열영향부를 모사하기 위해서 Fig. 1의 열 사이클을 적용하여 MTCS 장비(Thermorestor-W, Fuji Electronic Industrial Co., Tokyo, Japan)로 CGHAZ(Coarse-Grain Heat Affected Zone) 조직을 구현하였다. MTCS 장비에 사용된 시편의 크기는 11 × 11 × 60이고, Fig. 1의 열 사이클로 적용된 입열량은 8 kJ/cm로 계산되었으며, 이는 해양플랜트용 후판강의 용접에 주로 사용되는 플럭스 코어드 아크 용접(FCAW, Flux Cored Arc Welding) 조건

**Table 1.** Chemical compositions and rolling and cooling conditions of the thick steel plates.

Chemical Compositions (wt%)						
Steel	C	Si	Mn	P	S	Others
	0.06~0.07	0.05~0.10	1.0~2.0	<0.01	<0.002	Al, Cu, Ni, Ti, Nb
Rolling and Cooling Conditions						
Steel	Slab Reheating Temp. (°C)	Rolling Pass (Roughing Mill / Finishing Mill)	Finish Rolling Temp. (°C)	Finish Cooling Temp. (°C)	Cooling Rate (°C/s)	
L		4/4	740			
M	1050~1150	4/6	770	400~450	3~5	
H		4/4	790			

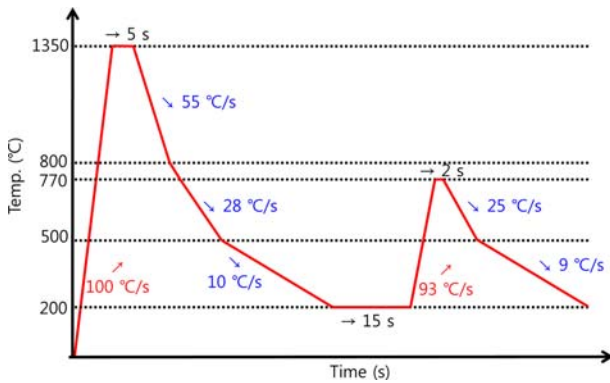


Fig. 1. Schematic diagram of weld thermal cycles of the steels.

을 모사한 것이다. 용접열영향부 모사 시편은 ‘-H’로 표시하였다.

2.2 미세조직 분석 및 기계적 특성 평가

미세조직 분석을 위하여 후판강의 두께 1/4 지점에서 조직 관찰용 시편을 채취하였다. 모든 시편의 압연 롤이 닿는 면(longitudinal-transvers plane)을 2,000 grit의 사포로 연마 후, 1 μm 다이아몬드 서스펜션으로 미세연마하였다. 이후 나이탈 용액(에탄올+질산)으로 에칭하여, 광학현미경을 사용하여 조직을 관찰하였다.

후판강의 기계적 특성을 평가하기 위하여 경도시험, 인장시험, 샤르피 충격 시험을 진행하였다. 경도 측정은 비커스 경도기를 사용하였고, 하중은 500 g, 하중 유지 시간은 10 s로 설정하였다. 인장시험은 강재의 두께 1/4의 위치에서 압연방향에 수직인 방향(transverse direction)으로 채취하였으며, 지름 50 mm, 표점 거리 200 mm의 봉상 시편으로 가공하였다. 인장시험은 만능시험기를 사용하여 10<sup>-3</sup>/s의 변형 속도로 상온에서 실시하였다. 샤르피 충격 시험에 사용된 시편도 강재의 두께 1/4의 위치에서 크기는 10 × 10 × 55 mm로 채취하였으며, 시편과 V-노치의 방향은 각각 압연방향에 수직인 방향(transverse direction)과 압연방향에 평행한 방향(longitudinal direction)이다. 모재는 상온에서, 용접열영향부 모사 시편은 -40 °C에서 각각 ASTM E23에 따라 샤르피 충격 시험을 실시하였다. -40 °C에서 샤르피 충격 시험한 용접열영향부 모사 시편의 파면을 주사전자현미경으로 관찰하여 파괴 거동을 분석하였다.

3. 실험 결과

3.1. 모재 조직과 인장 특성

Fig. 2에 후판강 모재의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타내었다. L 강은 준다가형 페라이트(Quasi-Polygonal Ferrite, QPF)가 주 조직을 이루고 있으며, 펄

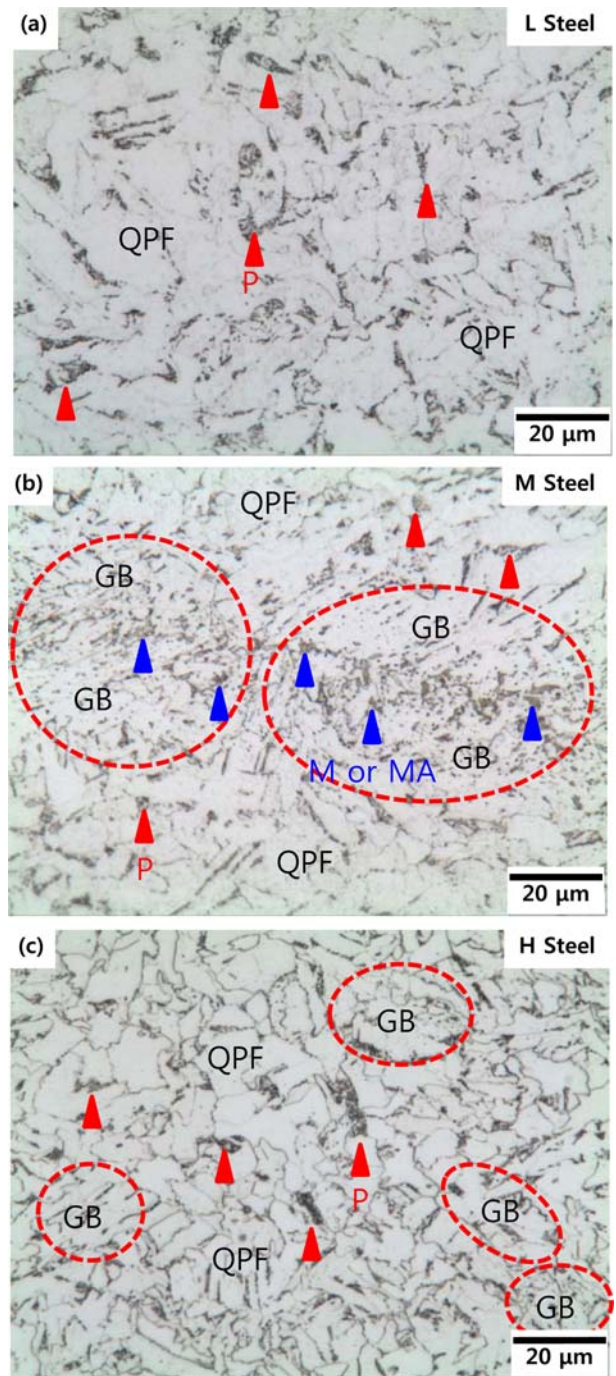


Fig. 2. Optical Microstructures of the (a) L, (b) M, and (c) H steels.

라이트(Pearlite, P)가 준다가형 페라이트와 뒤섞여 관찰된다(Fig. 2의 빨간색 세모 표시 부분). 모든 시편의 미세조직은 형태학적 구분으로 분류되었으며, 준다가형 페라이트는 강재가 압연 공정을 거치면서 불규칙적인 형상으로 페라이트 결정립이 성장한 것으로 다각형 페라이트 보다 결정립 내부의 전위 밀도가 약간 더 높다.<sup>23-25)</sup> L 강의 준다가형 페라이트 결정립 크기는 5~10 μm이고, 펄라이트 결정립 크기는 3~5 μm로 층상구조는 뚜렷하지

**Table 2.** Tensile and Charpy impact properties at room-temperature of the steels.

Steel	Tensile Properties				Mean Charpy Impact Energy (J) (1 <sup>st</sup> /2 <sup>nd</sup> /3 <sup>rd</sup> )
	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Yield Ratio (%)	
L	497	615	25	81	472 ± 1 (473/472/472)
M	485	595	25	82	472 ± 4 (473/467/475)
H	434	571	29	76	473 ± 5 (467/476/476)

않다. M 강도의 미세조직은 준다각형 페라이트와 입상형 베이나이트(Granular Bainite, GB)로 구성되어 있다. 그리고 펄라이트가 준다각형 페라이트와 뒤섞여 있고, 입상형 베이나이트가 형성된 영역에서는 미세한 마르텐사이트(Martensite, M) 또는 MA(martensite austenite constituents)가 관찰된다(Fig. 2의 파란색 세모 표시 부분). 입상형 베이나이트는 준다각형 페라이트 보다 빠른 냉각 속도에서 형성되는 조직으로 고경각 결정립계로 결정립을 구분한 패킷(packet)이 크고, 패킷 내부에 미세한 탄화물, 마르텐사이트, MA 등과 같은 경질의 이차상이 혼재되어 있는 조직이다.<sup>23-25)</sup> M 강도의 준다각형 페라이트 결정립 크기는 5~10 μm로 L 강도와 비슷하다. 하지만 펄라이트 결정립 크기는 1~3 μm로 L 강도에 비해 작고, 층상구조는 여전히 뚜렷하지 않다. M 강도의 입상형 베이나이트는 패킷의 크기가 50 μm 이상으로 매우 조대하며, 내부에 존재하는 마르텐사이트 또는 MA 상은 크기가 1~3 μm이다. H 강도의 미세조직은 준다각형 페라이트, 약간의 입상형 베이나이트 및 펄라이트로 구성되어 있다. H 강도의 준다각형 페라이트 결정립 크기는 5~10 μm이고, 펄라이트의 크기는 1~3 μm이고 층상구조가 뚜렷하지 않다. H 강도의 입상형 베이나이트가 형성된 영역에서는 M 강도와 같이 많은 양의 이차상이 관찰되지 않으며, 입상형 베이나이트의 크기도 20 μm 정도로 작다(Fig. 2의 빨간색 점선 원 부분).

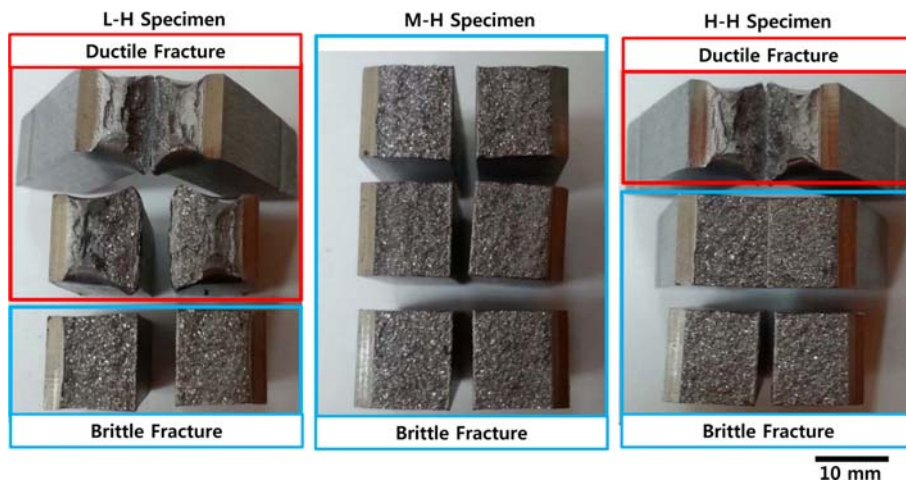
**Table 3.** Charpy impact properties at -40 °C of the HAZ specimens.

Specimen	Mean Charpy Impact Energy at -40 °C (J) (1 <sup>st</sup> /2 <sup>nd</sup> /3 <sup>rd</sup> )
L-H	158 ± 105 (226/212/36)
M-H	14 ± 6 (20/13/9)
H-H	42 ± 58 (109/12/6)

Table 2에 상온에서 시험한 인장 및 샤르피 충격 특성을 나타내었다. 항복강도를 기준으로 L 강도와 M 강도는 460 MPa 급 해양플랜트용 후관강이고, H 강도는 400 MPa 급 해양플랜트용 후관강으로 구분할 수 있다. 항복강도와 인장 강도는 L, M, H 강도의 순으로 감소하며, 연신율은 그 반대이다. 가공경화능을 나타내는 항복비(=항복강도/인장강도)는 L 강도와 M 강도가 비슷하였으며, H 강도의 항복비는 가장 낮았다. 모든 강도의 상온 샤르피 충격 에너지는 470 J 이상으로 우수하였다.

**3.2. 용접열영향부 조직과 샤르피 충격 특성**

Table 3에 용접열영향부 모사 시편들(-H)의 -40 °C에서 샤르피 충격 시험한 결과를 나타내었다. 평균 샤르피 충격에너지는 L-H, H-H, M-H 시편의 순으로 감소하였다. L-H 시편은 2개의 시편이 200 J 이상으로 높은 샤르피 충격 에너지를 나타내며, 1개의 시편은 36 J로 낮은 샤르피 충격 에너지를 나타내었다. H-H 시편은 1개의 시편이 109 J로 높은 샤르피 충격 에너지를 나타내며, 2개



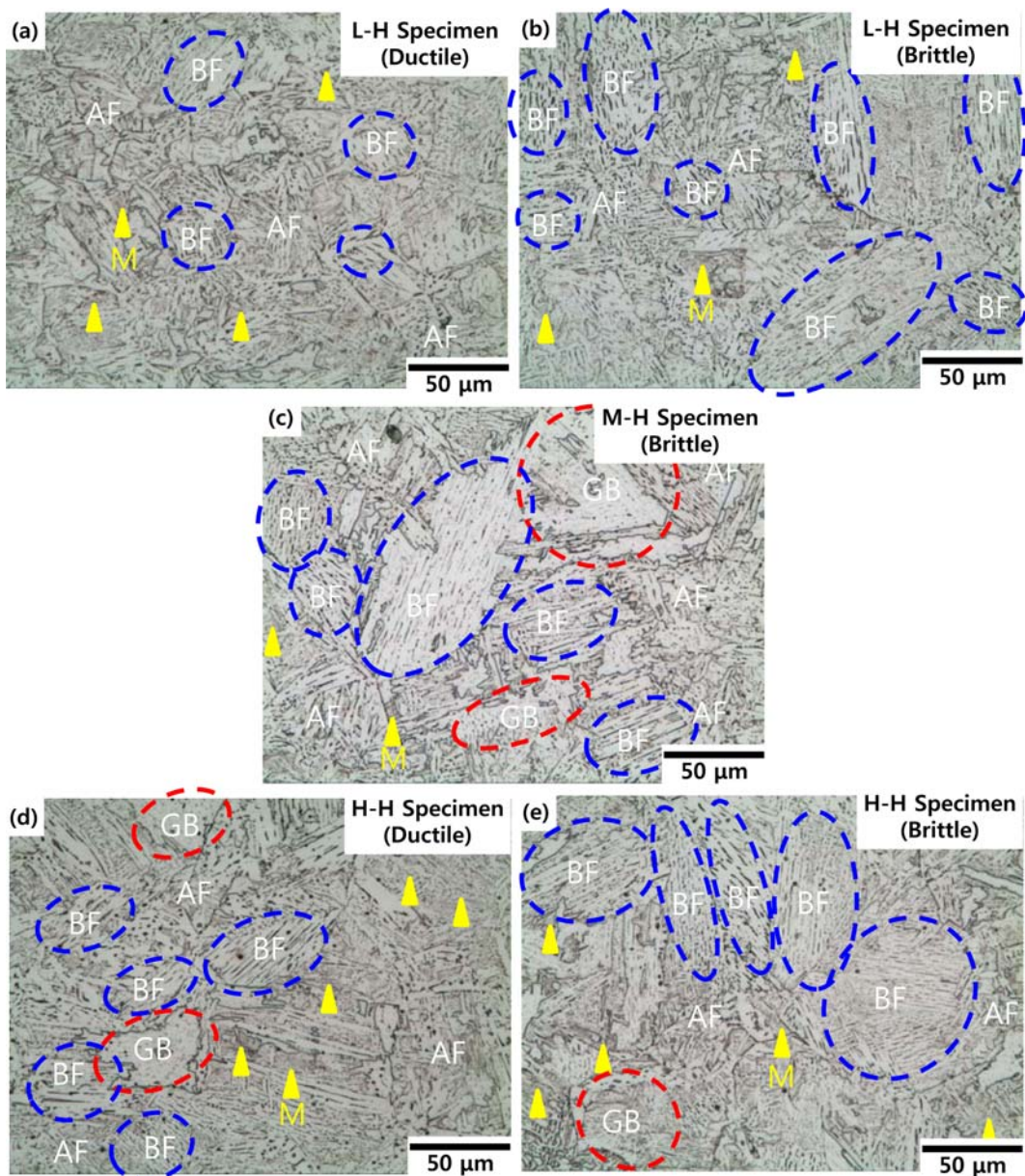
**Fig. 3.** Fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40 °C for the HAZ specimens.

의 시편은 10 J 정도의 낮은 샤르피 충격 에너지를 나타내었다. M-H 시편은 3개의 시편이 모두 20 J 이하의 낮은 샤르피 충격 에너지를 나타내었다.

Fig. 3에 용접열영향부 모사 시편들의  $-40^{\circ}\text{C}$ 에서 샤르피 충격 시험한 시편의 파면을 나타내었다. Table 2의 샤르피 충격 에너지로부터 알 수 있듯이, L-H 시편과 H-H 시편에서는 연성으로 파괴된 시편이 각각 2개와 1개 존재하고(Fig. 3의 빨간색 네모 표시 시편), 나머지는 모두 취성으로 파괴된 시편이었다(Fig. 3의 파란색 네모 표시 시편).

Fig. 4에 연성 및 취성 파괴된 용접열영향부 모사 시편의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타내었다. L-

H 시편과 H-H 시편의 경우, 연성 파괴된 샤르피 충격 시편(가장 높은 샤르피 충격 에너지를 갖는 시편)과 취성 파괴된 샤르피 충격 시편(가장 낮은 샤르피 충격 에너지를 갖는 시편)의 미세조직을 각각 관찰하였다. M-H 시편의 경우, 취성 파괴된 시편(가장 낮은 샤르피 충격 에너지를 갖는 시편)의 미세조직만을 관찰하였다. 침상형 페라이트(Acicular Ferrite, AF), 입상형 베이나이트, 베이나이트계 페라이트(Bainitic Ferrite, BF), 마르텐사이트로 구분하였다. 침상형 페라이트는 다각형 페라이트 보다 빠른 냉각속도에서 형성되고, 결정립의 크기가 수  $\mu\text{m}$  정도이고, 결정립계에 미세한 크기의 경질상이 분포하여,

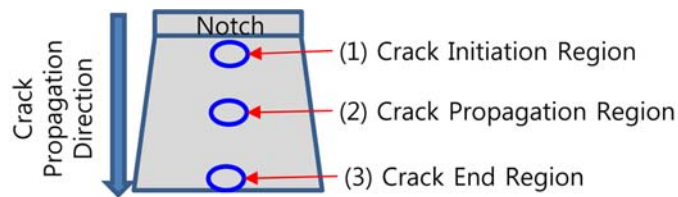


**Fig. 4.** Optical Microstructures of the (a) L-H (Ductile), (b) L-H (Brittle), (c) M-H (Brittle), (d) H-H (Ductile), and (e) L-H (Brittle) specimens.

강도와 저온 인성이 우수한 조직이다.<sup>23-25)</sup> 베이나이트계 페라이트는 침상형 페라이트보다 더 빠른 냉각속도에서 형성되며, 결정립의 크기는 수십  $\mu\text{m}$  정도이며, 경질상이 래스(lath) 형태를 띄고 있어 강도는 우수하나 인성은 침상형 페라이트에 비해 낮다. 특히, 경질상이 분포하는 베이나이트계 페라이트는 패킷의 크기가 클 경우, 저온 인성이 매우 낮다고 알려져 있다.<sup>26-27)</sup>

L-H 시편은 주로 침상형 페라이트로 미세조직이 구성되어 있으며, 약간의 베이나이트계 페라이트와 마르텐사이트가 존재한다. 연성 파괴된 L-H 시편의 경우, 침상형 페라이트와 마르텐사이트가 작고 고르게 분포하고 있으며, 20~30  $\mu\text{m}$  크기의 베이나이트계 페라이트가 일부

나타난다(Fig. 4의 파란색 점선원 영역). 반면, 취성 파괴된 L-H 시편의 경우, 침상형 페라이트와 마르텐사이트의 분포는 연성파괴된 L-H 시편과 비슷하지만, 베이나이트계 페라이트가 작은 패킷과 큰 패킷의 조직이 혼재되어 있고, 그 패킷이 큰 경우에는 100  $\mu\text{m}$  이상으로 매우 조대하였다. 또한 베이나이트계 페라이트의 분율도 연성 파괴된 L-H 시편에 비해 더 많다. 취성 파괴된 M-H 시편의 경우에도, 침상형 페라이트와 마르텐사이트가 작고 고르게 분포하고 있지만, 베이나이트계 페라이트가 작은 패킷과 큰 패킷의 조직이 혼재되어 있고, 큰 경우에는 100  $\mu\text{m}$  이상으로 매우 조대하였다. 또한 입상형 베이나이트도 100  $\mu\text{m}$  정도로 매우 조대하게 형성되어 있



Region	L-H Specimen (Ductile)	L-H Specimen (Brittle)
(1)		
(2)		
(3)		

Fig. 5. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at  $-40^{\circ}\text{C}$  for the L-H specimens.

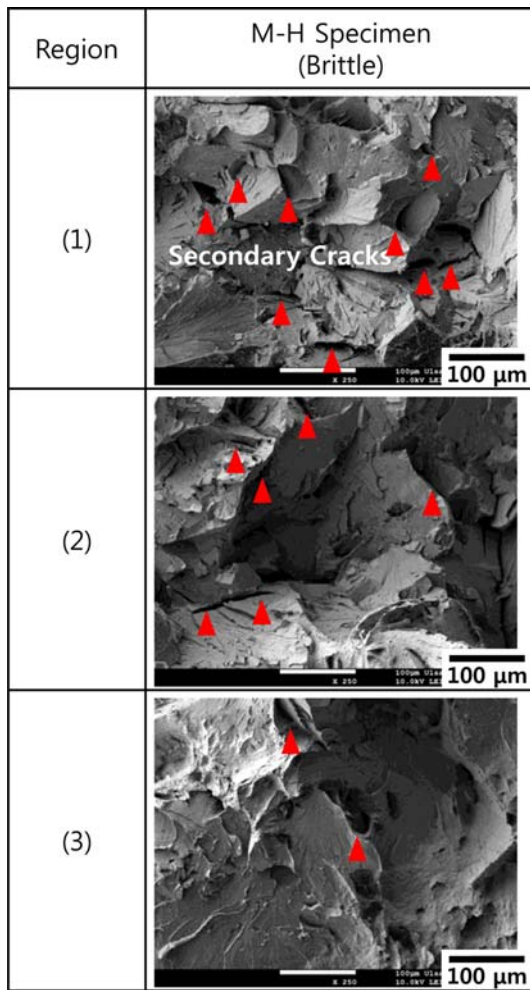


Fig. 6. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at  $-40^{\circ}\text{C}$  for the M-H specimens.

다(Fig. 4의 빨간색 점선원 영역). 연성 파괴된 H-H 시편의 경우, 침상형 페라이트와 마르텐사이트가 작고 고르게 분포하고 있으며,  $20\sim 30\ \mu\text{m}$  크기의 베이나이트계 페라이트와 입상형 베이나이트가 일부 나타난다. 반면, 취성 파괴된 H-H 시편의 경우, 침상형 페라이트와 마르텐사이트의 분포는 연성 파괴된 H-H 시편과 비슷하지만, 베이나이트계 페라이트가 작은 패킷과 큰 패킷의 조직이 혼재되어 있고, 큰 경우에는  $100\ \mu\text{m}$  이상으로 매우 조대하였다. 또한 베이나이트계 페라이트의 분율도 연성 파괴된 H-H 시편에 비해 더 많다.

Figs. 5~7에  $-40^{\circ}\text{C}$ 에서 샤르피 충격 시험한 시편의 파면을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타내었다. 샤르피 충격 시험의 파면은 파괴 개시, 파괴 전파, 파괴 끝단의 영역으로 구분되며 이를 나누어 관찰하였다. 연성 파괴된 L-H 시편과 연성 파괴된 H-H 시편의 경우, 파괴 개시, 파괴 전파, 파괴 끝단이 모두 연성파면으로 관찰되며, 균열 진전 방향으로 파면이 쏠린 모양이 잘 나타난

다. 일부 파면에서는 수  $\mu\text{m}$  정도 크기의 미세한 딩플(dimple)도 나타난다(Fig. 5와 Fig. 7의 노란색 점선원 영역). 반면, 취성 파괴된 L-H 시편, M-H 시편, H-H 시편의 경우, 파괴 개시, 파괴 전파, 파괴 끝단이 모두 취성파면으로 관찰되며, 균열 전파 방향에 대해 수직 방향으로 진행한 이차 균열도 나타난다(Figs. 5~7의 빨간색 세모 표시부). 파괴 전파 영역에서의 벽개파면 크기(cleavage facet size)는 수십~수백  $\mu\text{m}$  정도로 매우 조대하다.

#### 4. 결과 고찰

##### 4.1. 모재 조직과 인장 특성에 미치는 압연 조건의 영향

철강의 미세조직은 압연 조건에 크게 영향을 받는다. 즉, 압연 횟수 및 1회 압하율 등의 압연 조건은 오스테나이트에서 페라이트로의 변태 시 조직의 형성에 큰 영향을 주는 전위의 생성과 밀접하게 연관되어 있다.<sup>28-30)</sup> 본 연구에서는 재결정이 활발히 일어나는 온도 구간인 조압연 공정은 동일하기 때문에 재결정이 일어나지 않는 사상압연 공정에서의 압연 조건이 미세조직에 미치는 영향에 대해 고찰하였다. L 강은 낮은 마무리 압연 온도와 높은 압하율, M 강은 중간의 마무리 압연 온도와 낮은 압하율, H 강은 높은 마무리 압연 온도와 높은 압하율 조건을 각각 적용하여 제조되었다. 미세결정 온도 영역인 사상압연 공정에서의 압연 횟수가 증가하여 1회 압하율이 감소할수록 강재 내부에는 전위의 형성이 두께 중심부까지 고르게 일어나지 못하고, 표면에 가까운 부분에서만 국부적으로 일어나게 된다. 또한 오스테나이트 결정립도 효과적으로 압연의 영향을 받지 못하여 큰 결정립 상태로 존재하게 된다. 마무리 압연 온도가 증가하면, 압연 후 상변태가 일어나는 온도인  $A_{r3}$  온도까지 오스테나이트 결정립이 약간 커지고, 전위의 회복도 일어나게 된다. 이러한 압연에 의해 형성된 전위와 오스테나이트 결정립계는 오스테나이트에서 페라이트 변태가 일어날 때 페라이트 핵 생성 자리로 작용하게 된다. 전위가 충분히 페라이트 핵 생성 자리로 작용하지 못하는 오스테나이트 결정립에서는 입상형 베이나이트가 형성되게 되고 이는 조대한 패킷의 결정립을 형성하게 된다. 사상압연 횟수와 1회 압하율이 동일한 L 강과 H 강의 경우, 마무리 압연 온도가 높은 H 강에서 입상형 베이나이트가 형성되는 이유가 이 때문이다. L 강은 낮은 온도까지 압연이 이루어지면서 작은 결정립의 준다각형 페라이트와 펄라이트의 분포가 매우 고르게 형성되어 있다. 사상압연이 6회로 증가하여 1회 압하율이 다른 강에 비해 낮은 M 강은 조대한 입상형 베이나이트

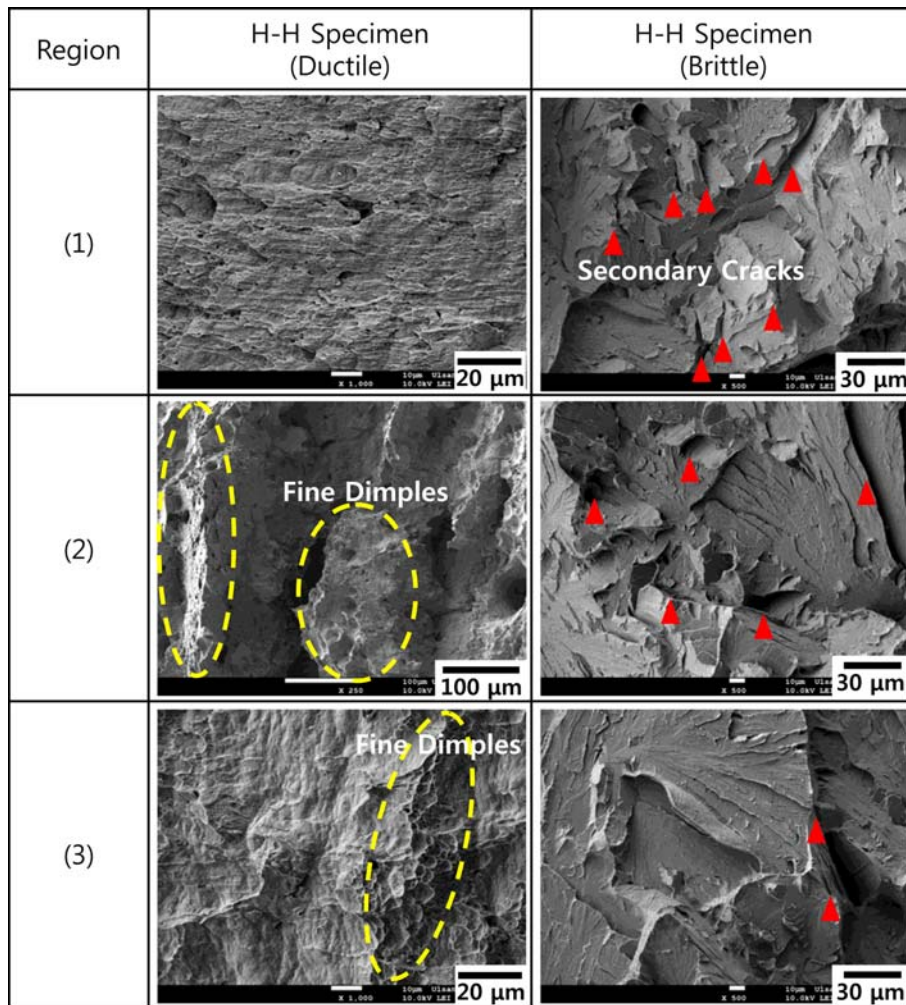


Fig. 7. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40 °C for the H-H specimens.

가 형성되어 있는데, 이는 낮은 압하율 때문에 후관강의 내부까지 충분히 전위의 형성이 이루어지지 않아서 작은 결정립의 페라이트가 잘 형성되지 못하였기 때문이다.

이러한 압연 조건에 따른 미세조직의 차이는 인장 특성에도 영향을 미치며, Fig. 8에 마무리 압연 온도와 다양한 인장 특성의 상관관계를 나타내었다. 마무리 압연 온도가 740 °C로 가장 낮고 사상압연이 4회 적용된 L 강은 항복강도와 인장강도가 가장 높고, 연신율은 가장 낮다. 반면, 사상압연 횟수는 같지만 마무리 압연 온도가 790 °C로 가장 높은 H 강은 항복강도, 인장강도, 항복비가 가장 낮고, 연신율은 가장 높았다. 마무리 압연 온도가 770 °C이고 사상압연이 6회 적용된 M 강에서는 펄라이트의 크기와 분율이 L 강에 비해 작고, 조대한 입상형 베이나이트가 형성되면서 강도와 연신율이 L 강에 비해 감소하였다. 항복비는 가공경화능과 관련이 있으며, 준다각형 페라이트 및 펄라이트의 결정립이 미세하고 작은 패킷의 베이나이트계 페라이트가 잘 형성된 H 강이

가장 낮은 항복비(즉, 가장 높은 가공경화능)를 갖는다. 반면, 조대한 입상형 베이나이트가 형성된 M 강은 가장 높은 항복비(즉, 가장 낮은 가공경화능)를 보였다.

#### 4.2 용접열영향부 조직과 기계적 특성에 미치는 압연 조건의 영향

압연 조건에 따라 형성되는 강재의 미세조직이 다르기 때문에 용접열영향부 모사 시편의 미세조직도 달라진다. Fig. 4에서 사상압연 횟수는 동일하고 마무리 압연 온도만 다른 L-H 시편과 H-H 시편을 비교하면, L-H 시편은 작은 결정립의 침상형 페라이트가 고르게 분포하고 있으며, 일부 베이나이트계 페라이트가 형성되어 있다. 반면, H-H 시편은 L-H 시편과 비슷한 미세조직을 갖지만, 입상형 베이나이트가 형성되어 있는 게 다른 점이었다. 이렇게 마무리 압연 온도가 증가된 H-H 시편에서 입상형 베이나이트가 형성되는 이유는 H 강의 조직에서 입상형 베이나이트가 존재하였던 것과 관련이 있다. H 강의 모



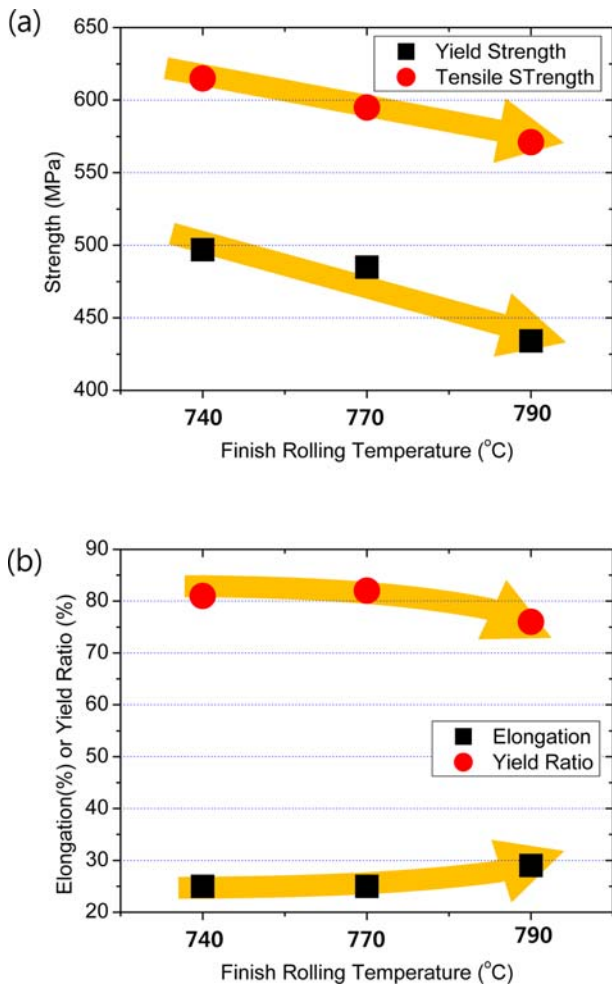


Fig. 8. Correlation between (a) finish rolling temperature and strength, and (b) finish rolling temperature and elongation or yield ratio of the steels.

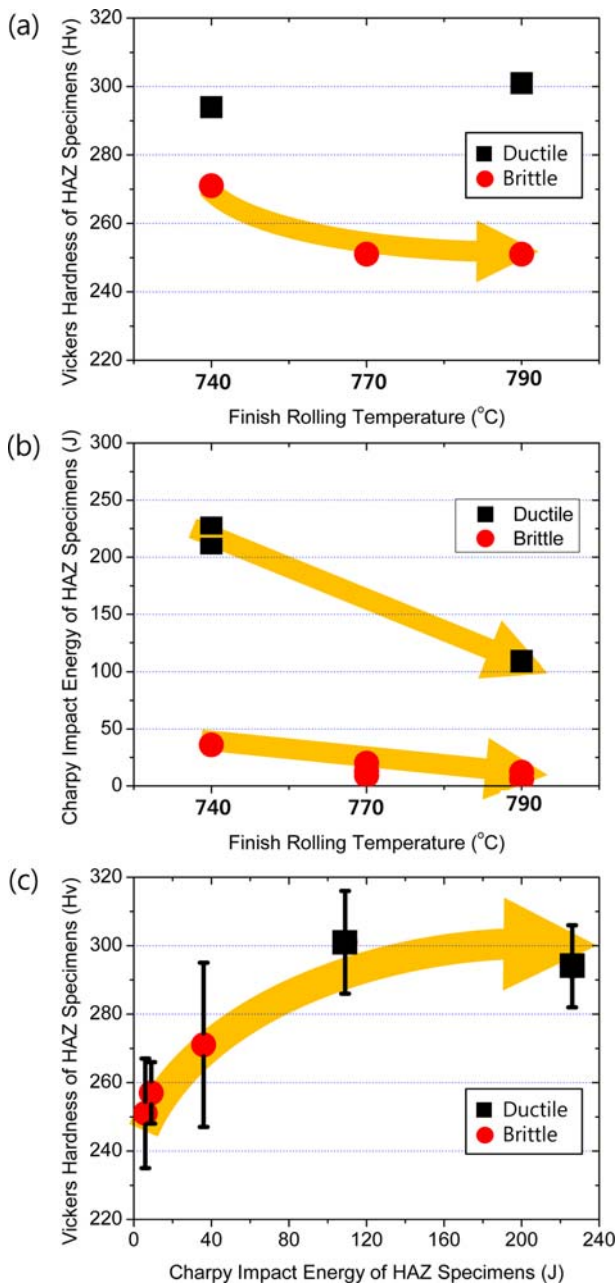
재에 존재하던 입상형 베이나이트는 용접열영향부 모사 열처리 시 1,350 °C로 가열되면서 조대한 결정립의 오스테나이트로 변태된 후 빠른 냉각에 의해 다시 조대한 입상형 베이나이트로 변태된다. 이는 입상형 베이나이트의 패킷이 크고, 내부의 아결정립들(sub-grain)이 주로 저경각 결정립계를 갖기 때문이다. 반면, 모재의 준다가형 페라이트와 펄라이트 조직은 용접열영향부 모사 열처리 시 1,350 °C로 가열되면서 작은 결정립의 오스테나이트로 변태된 후 빠른 냉각에 의해 작은 결정립을 갖는 침상형 페라이트로 변태된다. 이는 준다가형 페라이트와 펄라이트 결정립들은 서로 고경각의 결정립계를 갖기 때문에 작은 결정립의 오스테나이트가 형성되는데 유리하기 때문이다. M-H 시편의 조대한 입상형 베이나이트와 베이나이트계 페라이트도 H-H 시편과 마찬가지로 모재의 조대한 입상형 베이나이트 영역이 용접열영향부 모사 열처리 과정을 거치면서 형성된 것이다. 즉, 마무리 압연

Table 4. Vickers hardness results of the HAZ specimens.

Specimen	Fracture Mode	Vickers hardness (Hv)
L-H	Ductile	294 ± 12
L-H	Brittle	271 ± 24
M-H	Brittle	257 ± 9
H-H	Ductile	301 ± 15
H-H	Brittle	251 ± 16

온도가 낮고, 1회 압하율이 높을수록 모재의 페라이트와 펄라이트 조직이 고르게 형성되기에 유리하고, 이는 결국 용접열영향부 모사 열처리에 의해 작은 결정립을 갖는 침상형 페라이트나 베이나이트계 페라이트로 변태되는데 유리하게 작용하게 된다. 마무리 압연 온도가 높고, 1회 압하율이 낮을수록 모재의 입상형 베이나이트 조직이 형성되기 쉽고, 이는 용접열영향부 모사 열처리에 의해 조대한 입상형 베이나이트나 베이나이트계 페라이트로 변태되는데 유리하게 작용하게 된다.

이러한 용접열영향부 미세조직의 차이는 기계적 특성에도 영향을 미치며, Table 4에 용접열영향부 모사 시편의 경도 측정 결과를 나타내었다. 동일한 조성의 시편에서도 작고 치밀한 결정립을 갖는 침상형 페라이트가 잘 형성된 연성 파괴된 시편의 경도가(290~300 Hv) 조대한 결정립의 베이나이트계 페라이트나 입상형 베이나이트를 갖는 취성 파괴 시편의 경도보다(250~270 Hv) 높다. Fig. 9에 마무리 압연 온도에 따른 용접열영향부 모사 시편의 마무리 압연 온도, 비커스 경도, 샤르피 충격 에너지의 상관관계를 나타내었다. 취성 파괴된 시편들을 비교하면, 마무리 압연 온도가 증가할수록 경도가 감소하는데, 이는 치밀한 구조의 결정립을 갖는 침상형 페라이트 보다 낮은 경도를 갖는 조대한 결정립의 입상형 베이나이트가 증가하기 때문이다. 샤르피 충격 에너지도 미세조직의 영향을 크게 받는데, 침상형 페라이트는 강도와 인성이 우수한 조직이며, 특히 침상형 페라이트는 무작위의 배열의 작은 결정립이 고경각 결정립계를 이루고 있어서 저온 인성도 매우 우수하다고 알려져 있다.<sup>23-25)</sup> 연성 또는 취성 파괴된 샤르피 충격 에너지를 각각 비교하면, 마무리 압연 온도가 증가할수록 샤르피 충격 에너지는 감소하였다. 이 역시 마무리 압연 온도가 증가할수록 용접열영향부 시편에서 침상형 페라이트의 분율이 감소하고, 조대한 결정립의 입상형 베이나이트나 베이나이트계 페라이트가 잘 형성되었기 때문이다. 마무리 압연 온도가 770 °C이고 사상압연이 6회 적용되어 압하율이 낮았던 M-H 시편은 샤르피 충격 시험 시 모두 취성으로 파괴되었고, 낮은 경도와 낮은 샤르피 충격 에너지를 가지는데, 이는 조대한 결정립의 입상형 베이나이트나 베이나이트계 페라이트 때문이다. 결



**Fig. 9.** Correlation between (a) finish rolling temperature and Vickers hardness, and (b) finish rolling temperature and Charpy impact energy, and (c) Vickers hardness and Charpy impact energy of the HAZ specimens.

과적으로 작고 치밀한 결정립을 갖는 침상형 페라이트가 많이 형성된 용접열영향부 시편에서 높은 경도와 샤르피 충격 에너지를 가졌으며, 경도와 샤르피 충격 에너지는 비례하는 상관관계를 가졌다. 이상의 결과로부터 모재 및 용접열영향부의 기계적 특성이 우수한 해양플랜트용 후관강의 제조를 위해서는 마무리 압연 온도를 낮추고, 1회 압하율을 높게 유지하여 조대한 미세조직의 형성을 억제하는 것이 중요하다는 것을 알 수 있었다.

## 5. 결 론

1) 마무리 압연 온도가 낮은 L 강역의 미세조직은 작은 결정립의 준다각형 페라이트와 펄라이트이고, 마무리 압연 온도가 높은 H 강역의 미세조직은 L강역의 미세조직과 비슷하나 일부 큰 결정립의 입상형 베이나이트가 관찰되었다. 사상압연 횟수가 증가하여 1회 압하율이 감소된 M 강역에서는 H 강역에 비해 더 조대한 입상형 베이나이트가 관찰되었다. 마무리 압연 온도가 낮고 압하율이 높을수록 전위가 많이 형성되고 오스테나이트 결정립도 변형시켜서 페라이트 생성에 유리하게 작용하였다.

2) L 강역은 항복강도와 인장강도가 가장 높고, 연신율은 가장 낮다. 반면, H 강역은 항복강도와 인장강도가 가장 낮고, 연신율은 가장 높았다. M 강역에서는 조대한 입상형 베이나이트가 형성되면서 강도와 연신율이 L 강역에 비해 낮았다. 준다각형 페라이트 및 펄라이트의 결정립이 미세하고 작은 패킷의 베이나이트계 페라이트가 형성된 H 강역이 가장 낮은 항복비를 보이는 반면, 조대한 입상형 베이나이트가 형성된 M 강역은 가장 높은 항복비를 보였다.

3) 용접열영향부 조직을 비교하면, L-H 시편에서 작은 결정립을 갖는 침상형 페라이트와 베이나이트계 페라이트 조직이 관찰되었고, H-H 시편에서는 입상형 베이나이트가 관찰되었다. M-H 시편에서는 조대한 입상형 베이나이트와 베이나이트계 페라이트가 형성되었다. 용접열영향부 조직에서 나타나는 조대한 입상형 베이나이트나 베이나이트계 페라이트는 모재에 존재하던 입상형 베이나이트가 용접의 과정을 거치면서 오스테나이트화 후 빠른 냉각에 의해 형성된 것이다.

4) 마무리 압연 온도가 증가할수록 용접열영향부 시편의 경도가 감소하는데, 이는 치밀한 구조의 결정립을 갖는 침상형 페라이트 보다 낮은 경도를 갖는 조대한 결정립의 입상형 베이나이트가 증가하기 때문이다. 마무리 압연 온도가 증가할수록 용접열영향부 시편의 샤르피 충격 에너지는 감소하였고 L-H 시편의 저온 인성이 가장 우수하였다. M-H 시편은 샤르피 충격 시험 시 모두 취성으로 파괴되었고, 가장 낮은 경도와 샤르피 충격 에너지를 가지는데, 이는 조대한 결정립의 입상형 베이나이트나 베이나이트계 페라이트 때문이다.

## 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-induced crashworthiness and arctic temperature high toughness)

## References

1. T. C. Cheng, C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang, H. C. Lin and R.-K. Shiue, *Arch. Metall. Mater.*, **63**, 167 (2018).
2. D. S. Liu, Q. L. Li and T. Emi, *Metall. Mater. Trans. A*, **42**, 1349 (2011).
3. Y. L. Zhou, T. Jia, X. J. Zhang, Z. Y. Liu and R. D. K. Misra, *Mater. Sci. Eng., A*, **626**, 352 (2015).
4. B. L. Bramfitt and J. G. Speer, *Metall. Trans. A*, **21**, 817 (1990).
5. J. H. Chen, Y. Kikut, T. Araki, M. Yoned and Y. Matsuda, *Acta Metall.* **32**, 1779 (1984).
6. C. M. Kim, J. B. Lee and W. Y. Choo, *Proc. 13th Int. Conf. Offshore and Polar Eng., Honolulu, Hawaii*, 90 (2003).
7. B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee, *Metall. Mater. Trans. A*, **22A**, 139 (1991).
8. N. Yurioka, *Weld. World*, **35**, 375 (1995).
9. R. E. Dolby, *Weld. Res. Int.*, **7**, 298 (1977).
10. Y. U. Zhang, X. Li and H. Ma, *Metall. Mater. Trans. B*, **47**, 2148 (2016).
11. X. L. Wang, Y. T. Tsai, J. R. Yang, Z. Q. Wang, X. C. Li, C. J. Shang and R. D. K. Misra, *Weld. World*, **61**, 1155 (2017).
12. A. D. Schino and P. E. D. Nunzio, *Mater. Lett.*, **186**, 86 (2017).
13. M. Hamada, Y. Fukada and Y. Komiz, *ISIJ Int.*, **35**, 1196 (1995).
14. S. F. Medina, *ISIJ Int.*, **39**, 930 (1999).
15. M. Chapa, *ISIJ Int.*, **42**, 1288 (2002).
16. A. D. Schino and C. Guarnaschelli, *Mater. Lett.*, **63**, 1968 (2009).
17. A. D. Schino, L. Alleva and M. Guagnelli, *Mater. Sci. Forum*, **860**, 715 (2012).
18. C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang and R. K. Shiue, *Metall. Mater. Trans. A*, **47A**, 4777 (2016).
19. S. K. Dhua, D. Mukerjee and D. S. Sarma, *Metall. Mater. Trans. A*, **32A**, 2259 (2001).
20. B. Hwang, C. G. Lee and S. J. Kim, *Metall. Mater. Trans. A*, **42A**, 717 (2011).
21. T. C. Yang, C. Y. Huang, T. C. Cheng, C. Yu and R. K. Shiue, *Adv. Mater. Res.*, **936**, 1312 (2014).
22. G. Heigl, H. Lengauer and P. Hodnik, *Steel Res. Intl.*, **79**, 931 (2008).
23. T. Araki, *Atlas for Bainitic Microstructures*, ISIJ, Tokyo, Japan, 1 (1992).
24. G. Krauss and S.W. Thompson, *ISIJ Int.*, **35**, 937 (1995).
25. H. K. D. H. Bhadeshia, *Mater. Sci. Eng., A*, **A378**, 34 (2004).
26. D. Deng and S. Kiyoshima, *Comp. Mater. Sci.*, **62**, 23 (2012).
27. H. Qiu, M. Enoki, Y. Kawaguchi and T. Kishi, *ISIJ Int.*, **40**, 34 (2000).
28. N. J. Kim, A. J. Yang and G. Thomas, *Metall. Trans. A*, **16A**, 471 (1985).
29. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Co., New York (1988).
30. G. Krauss, *Steels Processing, Structure, and Performance*, Asm Intl. (2005).