HSLA 강의 CGHAZ 미세조직과 샤르피 충격 인성에 미치는 Mo과 Nb의 영향

김민구* · 조성규** · 신상용*†

*울산대학교 첨단소재공학과

**현대제철 기술연구소

Effects of Mo and Nb on Microstructure and Charpy Impact Properties of CGHAZ in HSLA Steels

Min Gu Kim*, Sung Kyu Cho**, and Sang Yong Shin*†

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

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

†Corresponding author: sshin@ulsan.ac.kr

(Received January 24, 2022; Revised February 9, 2022; Accepted February 17, 2022)

Abstract

In this study, the effects of Mo and Nb on the microstructure and Charpy impact properties of coarse-grain heat affected zone (CGHAZ) in high-strength low-alloy (HSLA) steels were investigated. The high-Mo steel had a lower volume fraction of acicular ferrite (AF) and higher volume fraction of granular bainite (GB) than those of the low Mo steel. The high-Mo CGHAZ specimen had a lower volume fraction of AF and higher volume fraction of GB compared to the low-Mo CGHAZ specimen. This is because, an increase in Mo lowers the bainite transformation temperature, induces the formation of GB and bainitic ferrite (BF), and reduces the diffusion velocity of carbon, thereby inhibiting the formation of ferrite. The Nb-added steel had a volume fraction similar to that of AF but smaller packet sizes of GB compared to the non-Nb steel. Compared to the non-Nb CGHAZ specimens, the Nb-added CGHAZ specimen had a lower volume fraction of AF, a higher volume fraction of GB, smaller packet sizes of GB and BF, and a smaller prior austenite grain size. This is because, Nb forms Nb(C,N) to inhibit the grain growth, thus inhibiting the formation of GB and BF. The Nb-added low-Mo CGHAZ specimen with the highest AF fraction and smallest average grain size had the highest Charpy-absorbed energy. However, articles in the Journal of Welding and Joining reported that the other CGHAZ specimens with high volume fractions of GB and BF with coarse packets showed low Charpy-absorbed energy.

Key Words: HSLA steels, CGHAZ, Microstructure, Charpy impact properties, Fracture

1. 서론

전세계적으로 산업의 발전과 동시에 삶의 질이 향상됨에 따라 에너지 수요증가에 대응하기 위하여, 해저와 극지방과 같은 저온의 극한 환경에서의 지하자원 개발 및 채굴이 활발하게 증가하고 있다. 이러한 극한의 환경에서 사용되는 해양플랜트용 철강재료는 거센 파도와

바람, 유빙과의 충돌 그리고 심해저의 저온을 버틸 수 있는 높은 고강도와 고인성의 강재특성이 요구된다. 고강도 저합금강 (high strength low alloy steel, HSLA steel)은 대형구조물의 제작에 주로 사용되는 구조용 강재로 우수한 강도 및 인성을 가지고 있다. 해양플랜트에서 활용되는 HSLA 강은 베이나이트계 미세조직으로 구성되어 있으며, 이는 펄라이트보다는 높은 강도를 가지고, 마르텐사이트보다는 높은 인성을 갖는다¹⁻⁴⁾.

해양플랜트와 같은 용접구조물은 용융용접으로 건조 및 조립되고, 모재는 용접 공정을 거치면서 급격한 가열과 냉각의 과정을 거치게 되고, 이를 통해 미세조직이 바뀌게 되어, 열영향부(heat affected zone, HAZ)가 형성된다. 열영향부는 용접할 때의 최고 온도에 따라 CGHAZ (coarse-grain HAZ), FGHAZ (fine-grain HAZ), ICHAZ (inter-critically HAZ), SCHAZ (sub-critically HAZ)의 4가지 영역으로 구분된다. 이 중 가장 높은 온도로 가열되는 CGHAZ는 결정립이 조대하게 성장하고 마르텐사이트와 같은 경질상이 형성됨에 따라 다른 열영향부 영역에 비해 인성이 더 낮다^{5,6)}. 이러한 문제를 해결하기 위해 강재의 제조 시 화학 조성 및 제조 공정을 제어해야 하는데, 특히극후물재 경우 두께 방향에서의 냉각 속도의 한계가 있으므로 주로 다양한 합금 원소를 첨가하여 모재 및 열영향부의 강도와 인성을 향상시키는 연구가 주로 이루어지고 있다⁷⁻¹⁰⁾.

HSLA 강의 용접 전후 미세조직과 기계적 특성의 변화에 미치는 합금 원소 연구는 주로 탄소 당량에 따라 이루어지고 있으며, 탄소 당량이 높을수록 저온변태조직인 베이나이트나 마르텐사이트의 형성이 유리하다^{11,12)}. 몰리브덴(Mo)은 강재의 강도 향상을 위해 사용되는 대표적인 원소로서, 고용강화 및 저온변태조직 형성을 돕는 원소이고, 합금량을 최적화함으로써 저온변태조직을 미세화시킨다^{13,14)}. 또한 탄질화물 형성을 촉진시키는 니오븀(Nb)은 오스테나이트 영역에서 Nb(C,N)의 형성을 촉진시켜서 오스테나이트 결정립 성장을 억제시키고 미세한 결정립을 형성하여 저온충격인성을 향상시킨다^{15,16)}. 그러나 1,300 °C 이상으로 가열되는 CGHAZ에서는 Nb(C,N)의 재용해가 일어나 결정립 조대화 현상을 충분히 억제하지 못한다는 연구가 보고되고 있다¹⁷⁾. 그러나 최근 개발된 HSLA 강은 그 합금 원소의 함량이 더욱 미세하게 조절되고 있기에 미량의 Mo과 Nb의 변화에 따른 CGHAZ 미세조직과 기계적 특성의 상관관계 분석이 더욱 자세하게 요구된다.

따라서 본 연구에서는 Mo과 Nb의 함량을 제어하여 3종류의 해양플랜트용 HSLA 강을 제조하고 이들의 미세조직을 분석하였다. 그리고 상온에서 인장 시험과

비커스 경도시험을 실시하고, 0~-60 °C에서 샤르피 충격 시험을 실시하여 모재의 미세조직과 기계적 특성의 상관관계를 규명하였다. 또한 용접공정모사 시험을 통해 CGHAZ 시편을 제조하였고, 이들의 미세조직을 분석하였다. CGHAZ의 기계적 특성을 분석하기 위해서 비커스 경도 시험과 -40 °C에서의 샤르피 충격 시험을 실시하여 CGHAZ의 미세조직과 기계적 특성의 상관관계를 조사하였다. 이를 통해 HSLA 강의 CGHAZ 미세조직과 샤르피 충격 인성에 미치는 Nb와 Mo의 영향을 규명하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 HSLA 강의 제조

모재 및 용접부의 미세조직과 기계적성질 변화를 관찰하고자 화학조성계를 달리하여 Table 1에 나타내었다. 항복 강도는 460 MPa급 후판으로 Mo과 Nb을 제외한 다른 화학 조성의 함량은 거의 동일하며, M1 강은 Mo 함량이 0.05wt%이고, Nb의 함량은 0.01wt%이다. M1N 강은 Mo의 함량은 0.05wt%로 M1 강과 동일하지만 Nb의 함량이 0.03wt%로 3배 증가되었다. M2N 강은 M1N 강에 비해 Mo이 0.14wt%로 증가하였고 Nb의 함량은 0.03wt%로 M1N 강과 동일하다. 모재는 50kg급 진공유도 용해로에서 150mm 두께의 잉곳을 제작하여, 모사압연기에서 TMCP공정과 동일하게 가열, 압연, 냉각 공정을 모사하였다. 1100~1200 °C에서 오스테나이트화 열처리를 2시간 동안 진행하였다. 최종 16mm의 두께로 미재결정역에서 40% 이상의 압하율로 모사제어압연 후, 두께 중심부를 기준으로 3~7 °C/s의 속도로 450~500 °C까지 수냉하였고, 이후 공냉하여 강을 제조하였다.

2.2 CGHAZ 시편의 제조

용접 모사 시험이 가능한 MTCS 장비 (Thermorestorw, Fuji Electronic Industrial Co., Tokyo, Japan)를 이용하여 Fig. 1의 열사이클을 적용하여 CGHAZ 시편을 제조하였다. 이 때 적용된 입열량은 8 kJ/cm로

Table 1 Chemical compositions of the base metals (wt.%)

Steel	C	Si	Mn	P+S	Mo	Nb	Others	C _{eq} (%)
M1	0.05~0.07	0.1~0.2	1.5	<0.015	0.05	0.01	Ni, Cr, Cu, V, Ti, Al	0.432
M1N					0.05	0.03		0.437
M2N					0.14	0.03		0.446

* $C_{eq}(\%) = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

Fig. 1 Schematic diagram of weld thermal cycles of the CGHAZ specimens

계산되었으며, 이 조건은 저입열로 해양플랜트구조용강에서 주로 사용되는 수평자세의 플럭스 코어드 아크 용접(flux cored arc welding)을 모사한 것이며, 해양플랜트용 강재의 제품승인을 위하여 요구되는 규격의 최저입열량 기준은 일반적으로 7 ± 2 kJ/cm이다¹⁸⁾. 이 입열량에서는 냉각속도가 증가하여 용융선 영역에서 인성을 저하시키는 민감한 조건이다. 편의상 CGHAZ 시편의 경우 강재 뒤에 ‘H’를 붙여 표시하였다.

2.3 미세조직 분석 및 기계적 특성 평가

강재의 두께 1/2 지점에서 미세조직 관찰용 시편을 채취하였다. 모든 시편의 압연 물이 닿는 면(longitudinal-transvers plane, L-T plane)을 600, 800, 1,000, 1,500, 2,000 grit 사포 순으로 연마 후, 1 μ m 다이아몬드 서스펜션으로 미세 연마하였다. 이 후 2% 나이트알 용액(에탄올+질산)으로 에칭한 후 광학 및 주사전자 현미경(scanning electron microscope, SEM)을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 후방산란전자회절패턴분석기(electron back scatter diffraction, EBSD) 분석을 위해서 시편의 표면을 기계적으로 연마한 후, A2용액(2-부톡시에탄올 + 에탄올 + 증류수 + 과염소산)을 사용하여 flow rate 5, 10~20 V, 3s 조건으로 전해연마 하였다. EBSD 분석은 주사전자현미경 내에서 step size 0.2 μ m로 실시되었으며, 결정 방위는 OIM analysis 소프트웨어를 이용하여 분석하였다. 모재와 CGHAZ 시편의 경도 측정은 비커스 경도기를 이용하여 실시하였다. 경도 측정은 강재의 두께 1/2 지점의 L-T면에 실시하였으며, 시험 조건은 하중 300 gf, 유지 시간 10 s로 설정하였다. 모재와 CGHAZ 시편은 샤르피 충격 시험을 진행하였다. 샤르피 충격 시

편과 V-노치의 방향은 각각 압연 방향에 수직인 방향(transverse direction)과 압연 방향에 평행한 방향(longitudinal direction)으로 ASTM E23규격에 따라서 55x10x10 mm의 표준 크기의 시편으로 채취하였다. 모재는 0, -20, -40, -60 °C에서, CGHAZ 시편은 -40 °C에서 샤르피 충격 시험을 진행하였다. 해양플랜트용 후판은 열영향부의 샤르피 흡수 에너지가 46 J 이상이 되는 온도에 따라서 그 등급이 나뉜다. ‘E’ 등급의 경우, -40 °C에서의 평균 샤르피 흡수 에너지가 46 J 이상을 만족하여야 한다.

3. 실험 결과

3.1 모재 미세조직 및 경도

베이나이트계 미세조직은 형태학적 특징으로 구분된다. 모든 강의 모재는 침상형 페라이트(acicular ferrite, AF)와 입상형 베이나이트(granular bainite, GB)가 주 조직을 이루고 있으며 AF는 결정립 크기가 수 μ m 정도이며, 결정립계에 미세한 크기의 경질상이 분포하여, 강도와 저온 인성이 우수한 조직이다¹⁸⁻²⁰⁾. GB는 고경각 결정립계로 결정립을 구분한 패킷(packet)이 크고, 패킷 내부에 미세한 복합 탄화물, 잔류 오스테나이트, MA (martensite-austenite constituents) 등과 같은 경질의 이차상이 혼재되어 있는 조직이다¹⁹⁻²¹⁾. 베이나이트계 페라이트 (bainitic ferrite, BF)는 AF나 GB보다 빠른 냉각 속도에서 형성된 조직으로 래스(lath)가 일정한 방향성을 가지며 래스 경계부에 경질상이 분포한다. 또한 BF 내부는 저경각입계로 구성되어 있으므로 GB와 마찬가지로 패킷의 크기가 AF에 비해 큰 편이다. 따라서 BF는 강도가 우수하나 인성은 AF에 비해 낮다. 특히, 패킷의 크기가 클 경우, 저온 인성이 매우 낮다고 알려져 있다^{22,23)}. 경질의 이차상은 GB와 BF의 내부와 AF 결정립들 사이에서 관찰되며, 탄화물, 질화물, MA, 잔류 오스테나이트 등이 있다.

Fig. 2에 모재의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타냈다. 모든 시편의 상분율과 결정립 크기를 측정하였고 Table 2에 나타내었다. 모든 모재는 AF가 80 % 이상으로 구성되어 있고, 약간의 GB가 혼재되어 있다. AF의 분율은 M1 강이 가장 높고, M2N 강이 가장 낮다. GB의 분율은 M2N 강이 가장 높고, M1 강이 가장 낮다. M1 강과 M1N 강은 AF 분율과 GB 분율이 비슷하며, M2N 강은 AF 분율이 80 %로 다른 강들에 비해 AF 분율이 낮다. 미세조직의 결정립 크기는 M1 강과 M2N 강의 AF 결정립 크기가 5 μ m

Fig. 2 SEM microstructures of the (a) M1, (b) M1N, and (c) M2N steels. (AF: acicular ferrite, GB : granular bainite)

Table 2 Volume fractions and grain sizes of microstructures of the base metals

Steel	Volume fraction (%)		Grain size (μm)	
	Acicular ferrite	Granular bainite	Acicular ferrite	Granular bainite
M1	93 $\pm$ 8	7 $\pm$ 7	5 $\pm$ 2	29 $\pm$ 13
M1N	91 $\pm$ 7	9 $\pm$ 8	10 $\pm$ 5	22 $\pm$ 9
M2N	80 $\pm$ 11	20 $\pm$ 10	5 $\pm$ 2	20 $\pm$ 7

정도로 가장 미세하고, M1N 강의 AF 결정립 크기는 10 μm 정도로 M1 강과 M2N 강에 비해 더 크다. GB 결정립 크기는 20~30 μm 정도로 모두 조대하며, 특히 M1 강의 GB 결정립 크기가 가장 크다. 평균 비커스 경도는 M1, M1N, M2N 강에서 각각 217,

219, 224 Hv로 비슷한 수준이다. 모든 강의 항복 강도는 460 MPa 이상을 만족하였다.

3.2 CGHAZ 미세조직 및 경도

Fig. 3에 CGHAZ의 미세조직을 광학 및 주사전자현미경으로 관찰하여 나타냈다. Table 3에 CGHAZ 시편에 대한 미세조직 분율 및 결정립 크기를 나타냈다. 모든 CGHAZ 시편은 AF, GB, BF가 혼재되어 있다. CGHAZ 시편과 모재 시편의 미세조직은 확연히 다르다. AF 분율의 경우, CGHAZ 시편이 모재 시편보다 매우 낮은 편이지만, GB와 BF 분율은 CGHAZ 시편이 모재 시편보다 매우 높다. 이는 CGHAZ 모사 시험에서 최고 온도 1350 $^{\circ}\text{C}$ 로 시편이 가열됨에 따라 구 오스테나이트 결정립 크기(prior austenite grain size, PAGS)가 성장하고, 이후 빠른 속도로 냉각이 이루어졌기 때문이다. M2N-H 시편에서 GB와 BF의 분율이 가장 높았으며, M1-H와 M1N-H 시편의 미세조직은 그 분율이 비슷하다. 결정립 크기는 AF가 10 μm 정도로 가장 미세하며, GB와 BF의 결정립 크기는 30~50 μm 정도로 매우 조대하다. M1N-H 시편과 M2N-H 시편에서 GB와 BF 결정립 크기는 30~40 μm 정도로 비슷하지만, M1-H 시편의 GB와 BF 결정립 크기는 50 μm 정도로 M1N-H 시편과 M2N-H 시편보다 더 크다. PAGS는 M1-H, M1N-H, M2N-H 시편의 순서로 크다. 비커스 경도는 M1-H, M1N-H, M2N-H 시편이 각각 247, 282, 280 Hv이다. GB와 BF의 분율이 가장 낮고 GB와 BF의 결정립 크기가 가장 큰 M1-H 시편은 비커스 경도가 CGHAZ 시편들 중에서 가장 낮다.

3.3 모재 및 CGHAZ 시편의 샤르피 충격 특성

모재의 시험 온도에 따른 샤르피 흡수 에너지를 Table 4에 나타내었다. 0 $^{\circ}\text{C}$ 에서 M1 강과 M1N 강의 샤르피 흡수 에너지는 270 J 정도로 비슷한 수준이며, M2N 강의 샤르피 흡수 에너지는 310 J로 가장 높다. 시험 온도가 감소할수록 샤르피 흡수 에너지는 감소한다. -60 $^{\circ}\text{C}$ 에서의 샤르피 흡수 에너지는 M1N 강이 183 J로 가장 낮고, M2N 강이 277 J로 가장 높다.

CGHAZ 시편들의 -40 $^{\circ}\text{C}$ 에서 측정된 샤르피 흡수 에너지를 Table 5에 나타내고, 각 시편에서 가장 낮은 샤르피 흡수 에너지가 측정된 샤르피 충격 시편의 파면 중심부를 주사전자현미경으로 관찰하여 Fig. 4에 나타내었다. M1N-H 시편은 평균 샤르피 흡수 에너지가 111 J로 가장 높다. M1-H 시편은 평균 샤르피 흡수

Fig. 3 Optical and SEM microstructures of the (a) and (b) M1-H, (c) and (d) M1N-H, and (e) and (f) M2N-H specimens. (AF: acicular ferrite, GB : granular bainite, BF : Bainitic ferrite, PAGB : prior austenite grain boundary)

Table 3 Volume fractions and grain sizes of microstructures of the CGHAZ specimens

Specimen	Volume fraction (%)			Prior austenite grain size (μm)
	Acicular ferrite	Granular bainite	Bainitic ferrite	
M1-H	39 ± 17	29 ± 11	32 ± 13	
M1N-H	38 ± 10	28 ± 15	34 ± 12	
M2N-H	23 ± 8	34 ± 18	43 ± 14	
Specimen	Grain size (μm)			Prior austenite grain size (μm)
	Acicular ferrite	Granular bainite	Bainitic ferrite	
M1-H	8 ± 3	46 ± 29	50 ± 23	144 ± 69
M1N-H	9 ± 2	30 ± 15	39 ± 21	103 ± 45
M2N-H	8 ± 3	28 ± 16	38 ± 25	91 ± 39

Table 4 Charpy absorbed energy of the base metals

Steel	Charpy absorbed energy at test temperature (J)			
	0 °C	-20 °C	-40 °C	-60 °C
M1	272 ± 18	280 ± 15	270 ± 10	183 ± 60
M1N	275 ± 20	283 ± 25	267 ± 30	240 ± 20
M2N	310 ± 5	282 ± 8	282 ± 8	277 ± 13

Table 5 Charpy absorbed energy at -40 °C of the CGHAZ specimens

Specimen	1 st /2 nd /3 rd (J)	Average (J)
M1-H	12/11/10	11
M1N-H	178/124/32	111
M2N-H	23/9/9	14

Fig. 4 SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40 °C of the (a) M1-H, (b) M1N-H, and (c) M2N-H specimens

에너지가 11 J로 가장 낮고, 표면에서는 소성변형도 거의 관찰되지 않는다. M2N-H 시편은 평균 샤르피 흡수 에너지가 14 J이며, M1-H 시편과 유사하게 표면에서 소성변형이 거의 관찰되지 않는다. M1-H 시편과 M2N-H 시편의 표면은 대부분 취성의 벽개 표면이었고, M1N-H 시편에서는 취성의 벽개 표면과 연성의 미세한 딴플(dimple)이 함께 관찰되었다. 3 시편 모두 벽개 표면의 크기는 각 시편에 존재하는 GB나 BF 패킷의 크기와 유사하였다. GB와 BF의 패킷의 크기가 유사한 M1N-H 시편과 M2N-H 시편은 벽개 표면의 크기가 30 μm 정도이다. 반면, GB와 BF의 패킷의 크기가 가장 큰 M1-H 시편은 벽개 표면의 크기가 50 μm 정도로, CGHAZ 시편들 중 가장 크다.

4. 고찰

4.1 CGHAZ 조직 변태에 미치는 Mo과 Nb의 영향

본 연구에서 사용된 HSLA 강의 베이나이트 변태 시작 온도(bainite start temperature, Bs)를 계산하였다^{24,25}. M1, M1N, M2N 강의 Bs 온도는 각각 649, 649, 639 °C이다. 따라서 모든 CGHAZ 시편에서는 빠른 냉각의 영향으로 베이나이트계 조직이 잘 형성될 수 있다. 하지만 Mo과 Nb의 함량에 따라 상분율 및 결정립 크기가 달라지며, 이는 기계적 특성에도 영향을 준다. CGHAZ 미세조직의 형성에 미치는 Mo의 영향을 살펴보기 위해서 M1N-H 시편과 M2N-H 시편을 비교하였다. Mo은 탄소의 확산 속도를 낮추고, 오스테나이트 안정화 원소로서 오스테나이트에서 페라이트로의 상변태를 지연시켜 저온변태조직의 형성을 유도한다. 즉 Mo의 증가는 연속냉각곡선을 오른쪽 아래로 이동시키고 저온변태조직의 형성을 촉진시킨다^{26,27}.

M1N-H 시편에 비해 Mo 함량이 높은 M2N-H 시편은 GB와 BF 분율이 더 높지만 결정립의 크기는 비슷하다. 이러한 CGHAZ 시편의 상분율 차이는 탄소의 확산 속도에도 영향을 받는다. Biss와 Cryderman에 따르면²⁸, 베이나이트 변태 시 탄소의 확산 속도가 빠르면 페라이트/오스테나이트 계면에서 탄소 함량이 낮아지게 되고, 페라이트의 성장이 활성화된다. 반대로 탄소의 확산 속도가 느리면 페라이트/오스테나이트 계면에서 탄소 함량이 높아지게 되고, 페라이트의 성장이 억제된다. 냉각 속도에 따라 페라이트/오스테나이트 계면 주위에는 작은 결정립의 페라이트나 마르텐사이트가 혼재되어 형성될 수 있다. 즉, Mo 함량이 높은 M2N-H 시편은 베이나이트 변태 온도가 M1N-H 시편에 비해

상대적으로 낮으며, 이 온도에서의 탄소 확산 속도도 느리다. 그 결과, M2N-H 시편은 M1N-H 시편에 비해 페라이트의 형성과 성장이 억제되고, GB와 BF가 더 많이 형성되게 된다.

CGHAZ 미세조직의 형성에 미치는 Nb의 영향을 살펴보기 위해서 M1-H 시편과 M1N-H 시편을 비교하였다. Nb은 대표적인 탄질화물 형성 원소로서 고온에서는 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하고, 냉각 과정에서는 페라이트와 베이나이트계 결정립의 성장을 억제한다^{16,29)}. Nb 함량이 가장 낮은 M1 강의 AF 분율은 93 %로 모재 시편 중 가장 높고, GB 분율은 7 %로 가장 낮았다. 또한, M1 강의 GB 패킷 크기는 29 μm 로 가장 크다. 반면에, M1N 강은 AF 분율이 91 %, GB 분율은 9 %로 M1 강과 상분율은 비슷하지만, GB 패킷의 크기는 더 작다. 이는 Nb이 Nb(N,C)을 형성하여 조대한 GB 결정립의 성장을 억제하였기 때문이다. M1 강과 M1N 강의 GB 패킷 크기는 각각 29 μm 와 22 μm 이다. 그리고 CGHAZ 시편인 M1-H와 M1N-H 시편의 PAGS는 각각 144 μm 와 103 μm 이다. 즉, Nb의 첨가는 모재의 GB 패킷 크기도 감소시키고, CGHAZ의 PAGS도 감소시켰다. 이는 Nb의 첨가로 형성된 Nb(N,C)가 결정립 성장을 억제하는 pinning 효과를 일으키기 때문이다. 핵생성은 열역학적으로 불안정한 결정립계, 이차상과 기지의 계면, 전위 등에서 우선적으로 일어난다^{30,31)}. 모재의 GB 패킷 크기가 감소함에 따라 용접 공정 모사 시 역변태되는 오스테나이트 결정립의 수가 증가하고 결국 PAGS를 작게 형성하게 된다. M1-H 시편은 M1N-H 시편에 비해 상분율의 차이는 거의 없지만, GB와 BF 패킷의 크기가 더 크다. 이는 PAGS가 클수록 페라이트의 생성이 억제되고 조대한 베이나이트의 형성이 촉진되기 때문이다³²⁾. Nb(N,C)는 AF의 핵생성 자리로 작용하기 때문에 M1-H 시편에서 AF 분율이 M1N-H 시편에서 비해 크게 차이 나지는 않는다¹⁵⁾.

4.2 CGHAZ 미세조직과 샤르피 충격 특성의 상관관계

베이나이트계 미세조직으로 구성된 CGHAZ에서는 AF 분율이 높고, 결정립이 미세할수록 샤르피 흡수 에너지가 증가한다. 본 연구에서도 AF 분율이 상대적으로 높고, 결정립 크기가 작은 M1N-H 시편에서 CGHAZ 시편들 중에서 가장 높은 샤르피 흡수 에너지를 나타내었다. 샤르피 충격 시험에서 취성 파괴가 발생할 때 파괴 전파 에너지는 고경각입계의 밀도에 비례한다고 알려져 있다^{22,23)}. AF는 미세한 결정립 크기로 인해 치

밀한 고경각입계를 이룬다. 그러나, GB와 BF는 패킷의 크기가 크고, 결정립의 내부는 저경각입계로 구성된 아결정립들(sub-grains)로 구성되어 있어서 AF에 비해 고경각입계 밀도가 낮다^{16,20,21)}. 따라서 GB와 BF의 분율이 높은 M2N-H 시편의 샤르피 흡수 에너지는 M1N-H 시편보다 더 낮다. 그리고 AF의 분율이 가장 높은 M1-H 시편은 샤르피 에너지가 가장 낮는데 이는 GB와 BF의 패킷 크기가 가장 크기 때문이다.

Fig. 5에 -40 °C에서 샤르피 충격 시험으로 파괴된 M1N-H 시편과 M2N-H 시편의 파단면(cross-sectional area)을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타냈다. M1N-H 시편의 파단면에서 GB와 BF 영역에서는 균열 전파가 직선적으로 길게 관찰되는 반면, AF 영역에서는 균열 전파 경로가 많이 꺾여 있고, 짧게 관찰된다. 이는 비교적 조대한 패킷을 갖는 GB와 BF 영역에서 균열의 전파가 빠르고 길게 진행되지만, 미세한 결정립을 갖는 AF 영역에서는 AF의 치밀하고 미세한 고경각입계로 인해 균열이 그 경로를 자주 바꾸면서 짧은 균열 전파 모습을 보인다. M2N-H 시편의 파단면에서는 GB와 BF 영역의 경계에서 균열 전파 경로가 꺾이는 모습이 나타난다. 즉, 패킷의 방향이 다른 GB와

Fig. 5 SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the (a) M1N-H and (b) M2N-H specimens. (AF: acicular ferrite, GB : granular bainite, BF : Bainitic ferrite)

BF 영역의 경계에서도 미세하지만 균열의 전파가 억제되고 있다.

CGAHZ 시편들은 -40°C 에서 취성 파괴 뿐만 아니라 연성 파괴도 함께 일어나기 때문에 파괴 시 미세조직별 변형 정도를 분석하기 위해서 Fig. 6~8에 CGAHZ 시편들의 파단면을 EBSD로 분석하여 band contrast, inverse pole Fig., KAM (Kernel average misorientation) maps를 나타내었다. Fig. 6은 M1-H 시편의 조대한 GB 영역과 AF 영역에서의 균열 전파 모

습을 관찰하였다. Inverse pole Fig. map에서 GB는 15° 이상의 고경각 결정립계로 나뉜 유효결정립도 (effective grain size)가 매우 조대하며, AF는 유효 결정립도가 미세하게 관찰된다. 조대한 결정립의 GB는 직선적으로 긴 균열이 진행한 모습을 볼 수 있으며, 변형량도 적다. 반면, 미세한 결정립으로 구성된 AF 영역에서는 균열 전파 경로가 짧고 자주 꺾이는 모습이 나타나며, 변형도 많이 발생하여 KAM map에서 균열 끝단부에서의 변형된 모습을 관찰할 수 있다. 특히, GB

Fig. 6 (a) Band contrast maps, (b) inverse pole Fig. maps, and (c) KAM maps of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the M1-H specimens. (AF: acicular ferrite, GB : granular bainite)

Fig. 7 (a) Band contrast maps, (b) inverse pole Fig. maps, and (c) KAM maps of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the M1N-H specimens. (AF: acicular ferrite, BF : Bainitic ferrite)

와 AF의 경계부에서 매우 높은 변형이 수반된 모습이 나타나며, (빨간색 세모 표시부) 이로 인해 미세한 결정립을 갖는 AF가 저온 파괴 억제에 매우 효과적인 것을 확인할 수 있다.

Fig. 7은 M1N-H 시편의 비교적 작은 패킷을 갖는 BF 영역과 넓은 AF 영역에서의 균열 전파 모습을 관찰하였다. BF는 패킷이 작더라도 균열이 직선적으로 전파되는 모습을 보이며, 변형도 거의 일어나지 않는

다. 반면, 넓은 영역에서의 AF 결정립들은 균열의 전파 경로가 짧고, 주변부에서의 변형도 매우 많이 발생한 것을 볼 수 있다. 따라서 BF는 비록 패킷의 크기가 작더라도 변형없이 빠른 균열 전파가 저온에서 일어난다. 여기서도 BF와 AF의 경계부에서 높은 변형이 수반된 모습이 나타난다. (빨간색 세모 표시부) 또한 AF 영역에서는 많은 소성 변형의 결과로 시편 수직 방향으로의 균열도 관찰되며, (노란색 세모 표시부) 이는 결국 높은 샤르피 흡수 에너지로 나타난다. Fig. 8은 미세한 결정립의 AF와 BF가 혼재된 영역이 존재하는 M2N-H 시편의 균열 전파 모습을 관찰하였다. AF는 미세한 결정립으로 형성되어 있으며, BF는 이러한 AF 결정립과 함께 복잡한 형태로 구성되어 있다. 따라서 BF 패킷의 크기도 10 μm 정도로 비교적 작다. 따라서 균열의 전파 경로도 조대한 패킷의 GB와 달리, 짧고 자주 꺾이는 모습을 보인다. 특히, AF와 혼재된 영역에서는 비교적 높은 변형이 수반된 모습도 나타난다. (빨간색 세모 표시부) 또한 BF와 AF가 혼재되어 많은 소성 변형의 결과로 시편 수직 방향으로의 균열도 관찰된다. (노란색 세모 표시부) 즉, 저온변태조직이 작은 크기의 결정립으로 구성된 경우에는 비교적 균열 전파를 효과적으로 억제하고 소성 변형량을 증가시킬 수 있음을 의미한다. 그 결과로 상분율은 큰 차이가 없었지만 더 작은 결정립 크기를 갖는 M1N-H 시편이 M1-H 시편에 비해서 더 우수한 -40°C 에서의 샤르피 흡수 에너지를 가진다. 즉, Nb의 첨가로 결정립이 미세하고, Mo의 첨가량은 적게한 CGHAZ 시편에서 가장 우수한 저온 샤르피 충격 인성을 나타내었다. 추후 연구에서는 베이나이트계 조직의 형성뿐만 아니라 이차상인 탄질화물의 형상이나, 크기, 분포 등도 분석하여 조직과 물성의 상관관계를 연구한다면 더욱 우수한 물성을 갖는 강재의 개발을 위한 기초자료로 활용이 가능할 것이다.

5. 결 론

본 연구에서는 Mo과 Nb의 함량을 조절하여 3 종류의 HSLA강을 제조하고, 용접 모사 시험을 통해 CGHAZ 시편을 제조하여 이들의 미세조직을 분석하였다. 그리고 비커스 경도 시험과 샤르피 충격 시험을 실시하여 기계적 특성을 평가하였다. 이로부터 미세조직과 기계적 특성에 미치는 Mo과 Nb의 영향을 조사하여 다음의 결론을 얻었다.

1) 모재와 CGHAZ의 미세조직에 미치는 Mo의 영향을 비교하면, Mo 함량이 높은 강(M2N)은 Mo 함량이 낮은 강(M1N)에 비해 AF의 분율은 낮고 GB의

Fig. 8 (a) Band contrast maps, (b) inverse pole Fig. maps, and (c) KAM maps of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the M2N-H specimens. (AF: acicular ferrite, GB : granular bainite)

분율은 높았다. 그리고 Mo 함량이 높은 CGHAZ 시편(M2N-H)은 Mo 함량이 낮은 CGHAZ 시편(M1N-H)에 비해 AF의 분율은 낮고 GB의 분율은 높았다. 이는 Mo의 증가가 베이나이트 변태 온도를 낮추고, 베이나이트계의 저온변태조직의 형성을 유도하며, 탄소의 확산 속도를 감소시켜서 페라이트의 형성을 억제하기 때문이다.

2) 모재와 CGHAZ의 미세조직에 미치는 Nb의 영향을 비교하면, Nb 첨가된 강(M1N)은 Nb이 첨가되지 않은 강(M1)에 비해서 상분율은 비슷하지만, GB 패킷의 크기는 더 작았다. 그리고 Nb 첨가된 CGHAZ 시편(M1N-H)은 Nb이 첨가되지 않은 CGHAZ 시편(M1-H)에 비해서 AF의 분율은 낮고 GB의 분율은 높았다. 그리고 GB와 BF 패킷의 크기와 구 오스테나이트 결정립 크기는 약간 감소하였다. 이는 Nb이 탄질 화물을 형성하여 결정립 성장을 억제하고, 베이나이트계의 저온변태조직의 형성을 억제하기 때문이다.

3) CGHAZ 시편의 저온 샤르피 흡수 에너지에 미치는 미세조직의 영향을 살펴보면, AF의 분율이 가장 높고, 결정립의 크기도 가장 작은 CGHAZ 시편(M1N-H)은 가장 우수한 저온 샤르피 충격 흡수 에너지를 갖는다. 이는 높은 분율의 AF 영역에서 소성 변형이 많이 발생하며 연성 파괴가 주로 발생하고, 일부 AF 영역에서는 취성 파괴가 발생하더라도 약간의 소성 변형과 함께 지그재그 형태의 짧은 균열 전파 경로가 형성되기 때문이다. 반면, 조대한 패킷의 GB와 BF의 분율이 높은 CGHAZ 시편에서는 낮은 저온 샤르피 충격 흡수 에너지를 나타내었다. 이는 GB와 BF 영역에서 소성 변형이 거의 없는 취성 파괴가 주로 발생하고, 긴 균열 전파 경로가 형성되기 때문이다.

Acknowledgements

This work was supported by a Korea Evolution Institute of Industrial Technology (KEIT) grant funded by the Korean government (MOTIE) (No. 10063532, Development of steel application technologies against ice-induced crashworthiness and arctic temperature high toughness). This work was partly supported by a Korea Institute for Advancement of Technology (KIAT) grant funded by the Korean government (MOTIE) (No. P0002007, The Competency Development Program for Industry Specialist).

ORCID: Min Gu Kim: <https://orcid.org/0000-0001-6540-8144>

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

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

References

1. H. Lee, S. K. Cho, W. H. Choi, Y. G. Kim, Y. J. Kwon, J. G. Lee, S. Y. Shin, and D. K. Choi, Correlation Between HAZ Microstructure and Low Temperature Impact Toughness of Bainitic Steel Plates, *J. Weld. Join.* 39 (2021) 269-277.
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2021.39.3.5>
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. W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Mater. Sci. Eng.* 9th ed. John Wiley & Sons, Inc., New York (2015) 432.
5. K. Easterling, *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, 2nd ed., Butterworth Heinemann, Oxford (1992) 126.
6. 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>
7. A. D. Schino and P. E. D. Nunzio, Effect of Nb microalloying on the heat affected zone microstructure of girth welded joints, *Mater. Lett.* 186 (2017), 86-89.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.09.092>
8. M. Hamada, Y. Fukada, and Y. Komiz, Microstructure and Precipitation Behavior in Heat Affected Zone of C-Mn Microalloyed Steel Containing Nb, V and Ti, *ISIJ Int.* 35 (1995) 1196-1202.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.1196>
9. S. F. Medina, M. Chapa, P. Valles, A. Quispe, and M. I. Vega, Influence of Ti and N Contents on Austenite Grain Control and Precipitate Size in Structural Steels, *ISIJ Int.* 39 (1999) 930-936.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.39.930>
10. M. Chapa, S. F. Medina, V. López, and B. Fernández, Influence of Al and Nb on Optimum Ti/N Ratio in Controlling Austenite Grain Growth at Reheating Temperatures, *ISIJ Int.* 42 (2002) 1288-1296.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1288>
11. T. C. Yang, C. Y. Huang, T. C. Cheng, C. Yu, and R. K. Shiue, Two High Strength Low Alloy Steels for Offshore Application, *Adv. Mater. Res.* 936 (2014) 1312-1316.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.936.1312>
12. G. Heigl, H. Lengauer, and P. Hodnik, Heavy Wall Thermo-mechanically Rolled Plates for Offshore

- Construction Use, *Steel Res. Int.* 79 (2008) 931-937.
<https://doi.org/10.1002/srin.200806223>
13. S. C. Wang and P. W. Kao, The effect of alloying elements on the structure and mechanical properties of ultra low carbon bainitic steels, *J. Mater. Sci.* 28 (1993) 5169-5175.
<https://doi.org/10.1007/BF00570058>
14. F. T. Han, B. C. Hwang, D. W. Suh, Z. C. Wang, D. L. Lee, and S. J. Kim, Effect of molybdenum and chromium on hardenability of low-carbon boron-added steels, *Met. Mater. Int.* 14 (2008) 667-672.
<https://doi.org/10.3365/met.mat.2008.12.667>
15. W. Yan, Y. Y. Shan, and K. Yang, Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels, *Metall. Mater. Trans. A*, 37 (2006) 2147-2158.
<https://doi.org/10.1007/BF02586135>
16. K. Hulka, A. Kern, and U. Schrieffer, Application of Niobium in Quenched and Tempered High-Strength Steels, *Mater. Sci. Forum*, 500 (2005) 519-526.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.519>
17. M. Shome, D. S. Sarma, O. P. Gupta, and O. N. Mohanty, Precipitate Dissolution and Grain Growth in the Heat Affected Zone of HSLA-100 Steel, *ISIJ Int.* 43 (2003) 1431-1437.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1431>
18. Offshore Standards for Design of Offshore Steel Structures, *General-LRFD method, DNVGL-OS-C101, DNVGL*, (2011) 1-85.
19. T. Araki, Atlas for Bainitic Microstructure, *ISIJ*, Tokyo, Japan (1992) 1-100.
20. 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>
21. 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>
22. D. Deng and S. Kiyoshima, Numerical simulation of welding temperature field, residual stress and deformation induced by electro slag welding, *Comp. Mater. Sci.* 62 (2012) 23-34.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2012.04.037>
23. H. Qiu, M. Enoki, Y. Kawaguchi, and T. Kishi, Evaluation of dynamic fracture toughness of welding heat-affected zone of structural steel, *ISIJ Int.* 40 (2000) 34-38.
https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.Suppl_S34
24. K. W. Andrews, Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, *J. Iron Steel Inst.* 2037 (1965) 721-727.
<https://ci.nii.ac.jp/naid/10030149614/>
25. C. Y. Kung and J. J. Rayment, Examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of $M_{s'}$ temperature, *Metall. Trans. A*, 13A (1982) 328-331.
<https://doi.org/10.1007/BF02643327>
26. H. Hu, G. Xu, L. Wang, Z. Xue, Y. Zhang, and G. Liu. The effects of Nb and Mo addition on transformation and properties in low carbon bainitic steels, *Materials and Design*, *Mater. Des.* 84 (2015) 95-99.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.133>
27. Y. Kang, C-Y. Oh, S-G. Lee, S. Lee, and S-S. Kang, Effect of Post-Weld Heat Treatment Temperature on the Mechanical Properties and Microstructure of Carbon Steel Base Metal, *J. Weld. Join.* 39 (2021) 582-589.
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2021.39.6.2>
28. V. Biss and R. L. Cryderman, Martensite and retained austenite in hot-rolled, low carbon bainitic steels, *Metal. Trans.* 2 (1971) 2267-2276.
<https://link.springer.com/article/10.1007/BF02917559>
29. T. N. Baker, Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels, *Mater. Sci. Technol.* 25 (2009) 1083-1107.
<https://doi.org/10.1179/174328409X453253>
30. N. Yurioka, TMCP steels and their welding, *Weld. World*, 35 (1995) 375-390.
<https://ci.nii.ac.jp/naid/10012487981/>
31. D. A. Porter, K. E. Easterling and M. Y. Sherif, Phase Transformations in Metals and Alloys, 3rd ed. *Taylor & Francis Group, Abingdon-on-Thames*, New York (2008) 240-247.
32. H. Zhao and E. Palmiere, Effect of austenite grain size on acicular ferrite transformation in a HSLA steel, *Mater. Charact.* 145 (2018) 479-489.
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580318318436>