연 구 논 문

EH36-TM강의 대입열 EGW 용접부 저온 인성에 미치는 미세 조직의 영향

최우혁*,† · 조성규* · 최원규* · 고상기* · 한종만*

*현대제철 기술연구소 후판개발팀

Effects of Microstructures on the Toughness of High Heat Input EG Welded Joint of EH36-TM Steel

Woo-Hyuk Choi*,†, Sung-Kyu Cho*, Won-Kyu Choi*, Sang-Gi Ko* and Jong-Man Han*

*Heavy Plate R&D Team, HYUNDAI STEEL Technical Research Center, Dangjin 343-711, Korea

†Corresponding author : whchoi@hyundai-steel.com

(Received OCtober 19, 2011 ; Revised November 21, 2011 ; Accepted February 14, 2012)

Abstract

The characteristics of high heat input (342kJ/cm) EG (Electro Gas Arc) welded joint of EH36-TM steel has been investigated. The weld metal microstructure consisted of fine acicular ferrite (AF), a little volume of polygonal ferrite (PF) and grain boundary ferrite (GBF). Charpy impact test results of the weld metal and heat affected zone (HAZ) met the requirement of classification rule (Min. 34J at -20 ℃). In order to evaluate the relationship between the impact toughness property and the grain size of HAZ, the austenite grain size of HAZ was measured. The prior austenite grain size in Fusion line (F.L+0.1 mm) was about 350 ㎛. The grain size in F.L+1.5 mm was measured to be less than 30 ㎛ and this region was identified as being included in FGHAZ(Fine Grain HAZ). It is seen that as the austenite grain size decreases, the size of GBF, FSP (Ferrite Side Plate) become smaller and the impact toughness of HAZ increases. Therefore, the CGHAZ was considered to be area up to 1.3mm away from the fusion line.

Results of TEM replica analysis for a welded joint implied that very small size (0.8~1.2㎛) oxygen inclusions played a role of forming fine acicular ferrite in the weld metal. A large amount of (Ti, Mn, Al)xOy oxygen inclusions dispersed, and oxides density was measured to be 4,600-5,300 (ea/mm2). During the welding thermal cycle, the area near a fusion line was reheated to temperature exceeding 1400℃. However, the nitrides and carbides were not completely dissolved near the fusion line because of rapid heating and cooling rate. Instead, they might grow during the cooling process. TiC precipitates of about 50 ~ 100nm size dispersed near the fusion line.

Key Words : EH36-TM steel, High heat input, EGW, Grain boundary ferrite, Acicular ferrite, Polygonal ferrite, Prior Austenite Grain Size, Oxygen inclusions

1. 서 론

최근 컨테이너 물량의 급격한 증가와 더불어 대형 컨테이너선의 건조가 활발히 이루어지고 있다. 컨테이너의 특성 상 Hatch Coaming부와 Upper Deck부에 적용되는 강재 또한 다량의 컨테이너를 지지하기 위해서 고강도/후물화되어 가는 추세이다. 후물재의 적용은 용접 공수가 증가하고 생산성이 저하되므로, 최근 조선현장에서는 생산성 향상 및 원가절감 차원에서 대입열 용접을 활용하고 있다. 이를 위하여 대입열 용접 공정의 적용은 물론 선급용 강재 및 용접재료의 대입열 용접부 성능 확보가 요구된다. 대입열 용접 시 강재의 용융선 근처의 용접 열영향부는 결정립 성장 및 취약한

미세조직을 형성함으로써 저온 인성을 크게 저하시키고, 모재에 가까운 용접 열영향부에서는 연화 현상을 발생시켜 용접부 강도가 저하되는 문제점이 주로 발생하였다. 하지만, 최근에는 이런 문제점을 해결하기 위해 대입열 용접에 사용되는 강재의 미세조직을 제어하여 고온에서 안정한 AlN, TiN, TiO2 등의 석출물을 이용한 용접 열영향부의 저온 인성을 향상시키는 연구가 활발히 진행되고 있다[1].

본 연구에서는 선박 건조시 입향 상진 용접에 적용되고 있는 대입열 EGW 용접 기법을 실시한 후, 용접 금속/열영향부의 미세 조직과 저온 인성 특성 및 용접 금속 위치에 따른 침상형 페라이트와 비금속 개재물의 상관관계에 대하여 검토하고자 본 연구를 진행하였다.

2. 실험 방법

2.1 모재 및 용접 방법

본 연구에 사용된 조선용 강재는 490MPa급 EH36 강재로서 판두께는 50mmt였으며, TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) 공정으로 압연 생산되었으며, 강재의 조성 및 기계적 성질은 Table 1과 같다.

대입열 용접은 Single EGW 용접을 적용하였으며, 日産(KOBELCO社) EGW 용접재료를 사용하였다. 용접부는 V-개선으로 기계 가공하였으며, 개선 각 18°, Root gap 14mm, CO_2 보호가스 유량은 48ℓ/min.으로 하여 판두께 50mm를 입열량 342kJ/cm로 Single electrode 1Pass의 용접조건을 적용하였으며, 용접 조건을 Table 2에 나타내었다.

2.2 실험 방법

용접된 시험편의 기계적 성질을 평가하기 위해 용접부의 횡방향 인장시험 및 충격시험을 실시하였다. 횡방향 인장시험은 50mm 전두께의 판상 인장 시험편을 제작하여 용접부 계수 인장 시험을 실시하였다. 충격시험은 용접 금속 및 열영향부의 Face, Center, Root부에서 각 위치별 충격 시험편을 채취하여, 선급 규정에서 요구하는 -20℃에서 시험하였다.

또한, Table 3에서와 같이 용접 금속의 기계적 성질에 영향을 미치는 화학조성을 Spark Emission Spectrometer로 3회 분석하여 평균값을 기록하였으

Table 1 Chemical composition (wt %) and mechanical properties of used base metal

Materials	Chemical composition (Wt.%)						*Ceq.	Rem.
Grade	C	Si	Mn	P	S	Others		
EH36-TM 50mmt	0.075	0.28	1.51	0.014	0.002	Al,Cu,Ni,Ti,Nb et al.	0.33	TMCP

* Ceq = C+Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15

Division	Tensile Prop.	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	Charpy impact test〔Avg.〕			
					Direction		℃	J
Class rule: EH36 Grade(50t)		〉355	490~630	〉21	L		-40	34
					T			24
EH36-TM 50mmt	Direction : L	490	492	32	L	표면	-40	363
						1/2t		374
	Direction : T	422	510	28	T	표면		363
						1/2t		333

Table 2 Welding conditions and welding consumable used for EG welding

Division	Welding Condition				Heat Input (kJ/cm)
	Current(A)	Voltage(V)	Speed(cm/min)	Pass No.	
EH36-TM 50mmt	400	42	2.95	1	342

Wire	Chemical composition(%) & Mechanical properties of weld metal								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	TS (MPa)	Impact Value(J)
DW-S1LG(Ø1.6) KOBELCO	0.05	0.25	1.60	0.009	0.007	1.40	0.13	615	100J@-60℃

Table 3 Chemical composition of welded metal (wt. %)

Division	Chemical composition(wt. %)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	B	N (ppm)	O (ppm)
Weld metal (center)	0.062	0.24	1.40	0.012	0.010	1.75	0.09	0.03	0.007	84	273

며, 특히 용접 금속의 변태 거동에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있는 질소/산소에 대한 정량 분석을 실시하였다. 그리고 용접 금속, 용접 열영향부의 미세조직을 관찰하기 위해서 연마 및 Polishing 후 3% Nital에서 10초간 부식 후 광학현미경을 이용하여 결정립 크기 및 조직 분율을 측정하였으며, 용접부의 비금속 개재물 및 석출물에 대한 분석은 SEM/TEM Replica를 이용하여 관찰하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 용접부 기계적 성질 평가

Fig. 1은 용접부 마크로 및 미세 조직 사진을 보여준다. Root부도 양호한 용입 형상을 나타내고 있으며, 용접 금속에서는 대입열에 의해 냉각 속도가 느려짐에 따른 조대한 주상정 조직이 관찰되었다.

광학 현미경을 통한 용접부 미세 조직 관찰 결과, 용접 금속에서는 Polygonal Ferrite + Acicular Ferrite (이하 AF)가 주된 조직으로 구성되어 있으며, 중앙부에서는 조대한 Grain Boundary Ferrite가 일부 관찰된다. Fusion Line(이하 F.L)에서는 대입열 용접에 따른 냉각속도 저하로 조대한 Grain Boundary Ferrite와 입계에서 성장된 Ferrite Side Plate 조직이 관찰되었다.

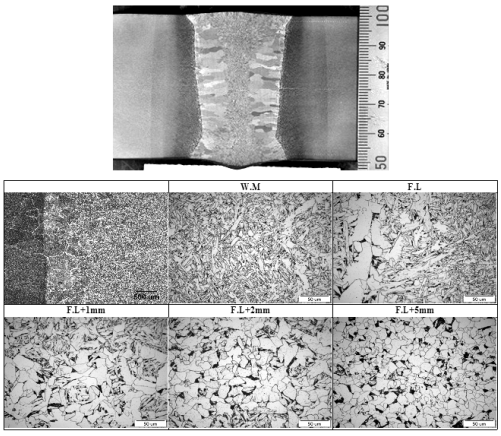


Fig. 1 Macrostructure and microstructure of single EG welded joint (welding heat input= 342kJ/cm)

F.L+1mm에서는 조대한 角形의 Polygonal Ferrite가 주로 관찰되었으며, 구 오스테나이트 입내에서 상부 베이나이트로 추정되는 저온 변태 조직도 일부 관찰되었다.

F.L+2mm, F.L+5mm로 갈수록, 둥근 형태의 미세한 Polygonal Ferrite와 Pearlite 조직으로 구성되어 있다.

대입열 EGW 용접부의 두께 부위별, 용접 열영향부 위치에 따른 충격 흡수 에너지를 Fig. 2에 나타내었다. 용접 금속 및 용접 열영향부 모두 -20℃에서 선급에서 규정하는 Avg. 34J 이상의 값을 나타낸다.

대입열 용접 시 용접 금속은 냉각 속도나 미세 조직 제어가 곤란하므로 용접 금속의 저온 인성을 안정적으로 확보(≥80J at -20℃) 하기 위해서 최근 들어 용접 재료의 합금 원소 첨가 또는 탈산제 첨가를 통한 슬래그 염기도 조정 등의 방법이 이용되고 있는 추세이다. 따라서, EGW 용접재료의 합금 원소(Mn, Ni, Ti, B 등)의 종류 및 적정량에 대한 플럭스 설계 및 용접 금속의 산소/질소 함량에 따른 비금속 개재물 생성, 자유 질소 함량에 대한 영향 평가 등을 통한 용접부 저온 충격 인성 확보 방안이 필요하다[2].

용접부 횡방향 인장 시험 결과, 모재부에서 파단이 발생되었으며 선급에서 요구하는 범위의 인장강도 490~630MPa (결과값 T.S=522/538MPa)를 만족하였다. 통상적으로 대입열 용접 시, F.L 근방의 결정립 조대화 및 냉각 속도 저하에 따른 HAZ에 의해 인장강도가 선급 요구 조건을 만족하지 못하는 현상은 발생되지 않

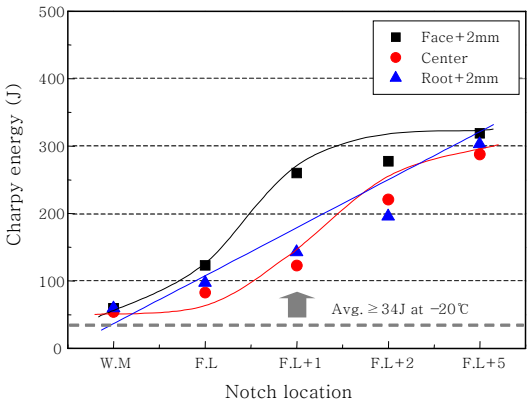
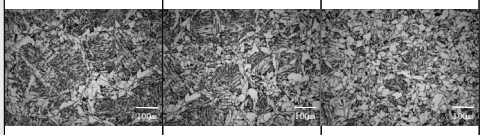


Fig. 2 Charpy impact energy of single EG welded joint of EH36-TM steel

Location	Fusion Line+0.1mm	Fusion Line+1mm	Fusion Line+1.5mm
OM			
	x200	x200	x200
ASTM G-No.	0.18	1.89	7.25
Avg. G.S. (㎛)	347.8	193.2	29.8

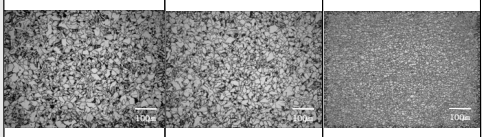
Location	Fusion Line+2mm	Fusion Line+5mm	Fusion Line+20mm
OM			
	x200	x200	x200
ASTM G-No.	8.39	8.61	10.99
Avg. G.S. (㎛)	20.3	18.3	8.2

Fig. 3 Variation of austenite grain size with location in HAZ

았다.

Fig. 3은 ASTM E112-88 시험규격을 이용하여 용접 열영향부 위치별 결정립 크기를 측정한 결과이다. F.L 근방의(F.L+0.1mm)의 구오스테나이트 결정립 크기 측정 결과 대입열 용접에 따른 냉각속도 저하에 따라 약 350㎛ 크기의 조대한 결정립 크기를 나타냈으며, F.L+1.5mm에서는 결정립 크기가 약 30㎛ 이하로 FGHAZ 영역에 포함되는 것으로 확인되었다. F.L+20mm에서는 완전한 모재 조직으로 결정립 크기가 10㎛ 미만의 미세한 Polygonal Ferrite와 Pearlite 조직으로 구성되어 있으며 일부 Bainite 조직도 관찰되었다.

이는 용접 금속으로부터 모재쪽으로 갈수록 가열되는 최대 Peak 온도가 낮아져 오스테나이트 결정립 성장은 억제되고 입내에 분해되지 않고 존재하는 미세한 TiN 석출물이 페라이트 변태를 촉진하면서 결정립 성장을 억제한 것으로 판단된다. 또한, As-Rolled재와 Normalizing 열처리재에서 쉽게 관찰되는 Pearlite Band Structure는 거의 관찰되지 않았다.

따라서, 구 오스테나이트 결정립 크기를 고려했을 때 대입열(342kJ/cm) 용접 시 충격 인성이 저하되는 CGHAZ 영역은 F.L에서 약 1.3mm 정도로 확인되었다.

대입열 EGW 용접 열영향부 결정립 크기와 저온 충격 인성의 상관 관계에 대해 알아보기 위해 각각의 결과값을 아래 Fig. 4와 같이 그래프로 나타내었다.

위의 결정립 크기 측정 결과에서도 알 수 있듯이 결

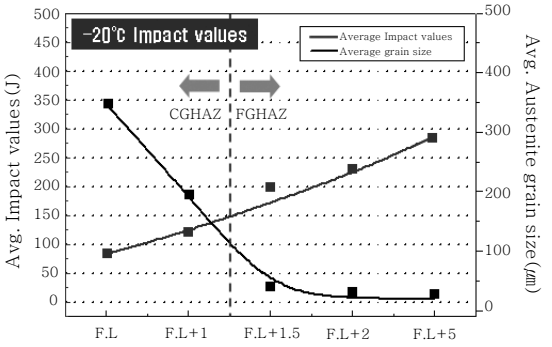


Fig. 4 Relationship between austenite grain size and toughness in HAZ

정립 조대화 영역으로 판단되는 F.L, F.L+1mm 영역에서 충격시험온도 -20℃에서의 충격인성은 Avg. 80~120J 정도로 선급 요구치인 Avg. 34J을 만족하였으나, -40℃에서는 Avg. 40~60J로 저하하였고, F.L+2mm영역부터는 결정립 크기가 30㎛이하로 FGHAZ에 포함되면서 -20℃에서 200J 이상의 우수한 충격 인성 값을 나타내었다.

향후, 대입열 용접 시 -40℃에서의 용접 열영향부 충격 인성을 안정적으로 확보하기 위해서는 1200℃ 이상의 온도에서 안정한 산화물 및 질화물 형성으로 F.L 근방의 오스테나이트 결정립 크기를 100㎛ 이하로 제어함으로써 결정립 조대화 및 저온 취약상 형성을 억제시켜야 할 것으로 판단된다[3-5].

결론적으로, 아래 그래프에서 알수 있듯이 용접 열영향부 충격 인성과 결정립 크기 사이에는 반비례 상관관계가 성립됨을 알 수 있었다.

광학현미경으로 용접 금속 위치 별 미세 조직을 관찰하였으며, 미세 조직 정량화를 위해 ASTM E45 시험규격에 따라 조직 분율을 측정하였다. Fig. 5에서와 같이 용접 금속 중앙부에서 조대한 Polygonal Ferrite (이하 PF), Ferrite Side Plate(이하 FS) 조직이 관찰되었으며, 용접 열영향부 위치로 갈수록 AF 조직 분율은 증가하고 PF, FS 조직 분율은 감소하는 것을 알 수 있다.

용접 금속 조직 정량화를 위해 IIW에서 규정하는 방법에 따라 입내에서 길쭉하게 석출하나 열을 짓지 않고 독립적으로 석출하는 페라이트(AF), 다각형 형태로 석출하는 페라이트(PF), 입내에서 길쭉하게 석출하나 여러 개가 열을 지어 석출하는 페라이트(FS)로 구분하여 실시하였다[6]. 용접 금속 중앙부 대비 용접 금속 1/4 중앙부에서 PF+FS 분율(17.2%)은 감소하고 AF 분율(82.2%)은 증가하였다.

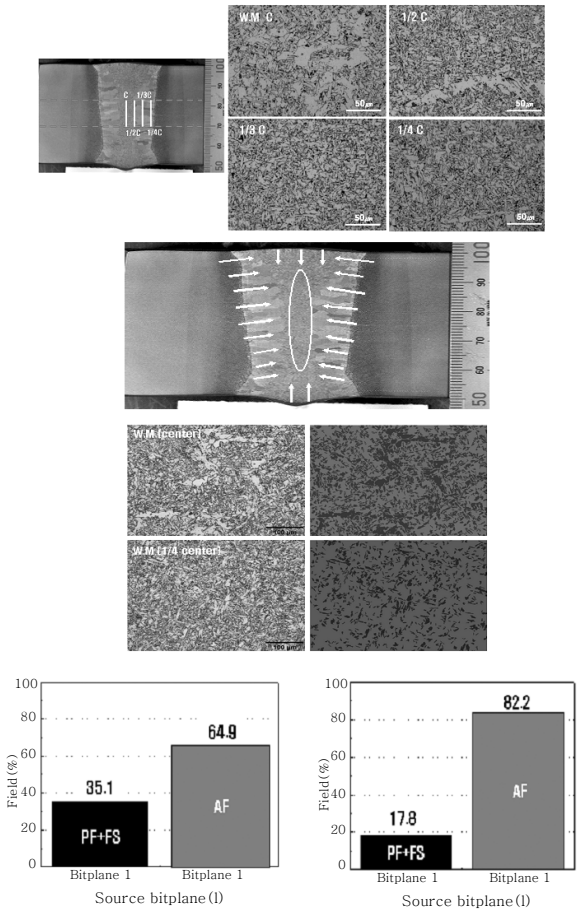


Fig. 5 Variation of fraction of PF, FS, AF in weld metal with microstructure

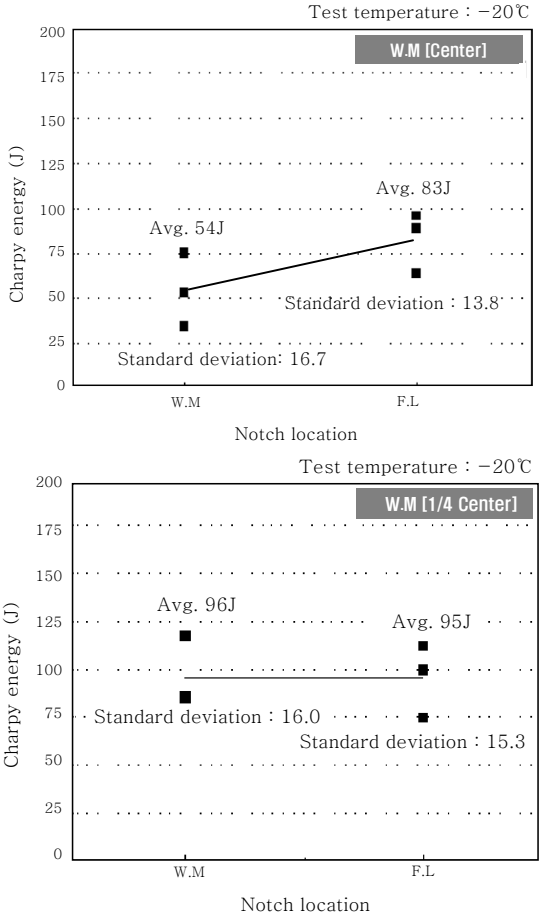


Fig. 6 Comparison of Impact energy with different position of weld metal

결과적으로, 용접 금속 중앙부의 미세조직은 Fig. 5의 용접 금속의 응고모드(solidification mode)를 고려했을 때, 냉각속도가 가장 느리므로 AF 분율이 상대적으로 낮고, PF+FS 분율이 높게 나타났으며, 용접 금속 1/4 중앙부에서는 AF 조직이 주조직을 형성하면서 미세 페라이트 변태에 따른 저온 인성이 양호한 것으로 판단된다.

Fig. 6은 용접 금속 위치 별 충격 시험 결과값을 나타낸 것이다. 용접 금속 중앙부(Avg. 54J) 대비 용접 금속 1/4 중앙부 위치에서 높은 충격값(Avg. 83J)을 나타내었다.

따라서, 위 결과로부터 용접 금속 충격인성을 확보하기 위해서는 구 오스테나이트 결정립계에서 PF, FS 생성을 억제시키고, AF 분율을 높일 필요가 있다.

대입열 EGW 용접부의 경도 분포를 알아보기 위해, 비커스 경도 시험 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 용접 금속은 약 190~200Hv의 경도범위를 보이고 있으며, F.L 근처의 용접 열영향부에서의 경도는 약 180Hv를 보이고 있다.

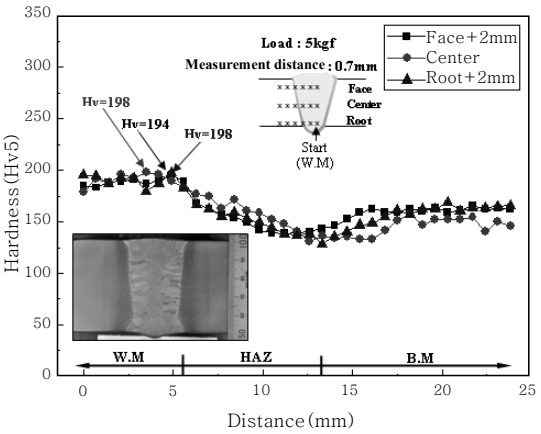


Fig. 7 Hardness distribution of welded joint of EH36-TM steel

Face, Center, Root부 모두 동일한 경도값 분포를 나타내었다. 일반적인 저입열 FCAW 용접과 다르게 대입열 용접 시, F.L 근방에서 경도가 저하되는 것은 용접열에 의해 모재의 페라이트가 성장하면서 경도값이 저하되는 것으로 판단된다.

3.2 용접부 미세 조직

용접 금속 내 비금속 개재물에 대한 SEM /TEM 관찰을 실시한 결과, Fig. 8, 9에서와 같이 입내 AF 핵생성 사이트로 작용하는 0.9~1.2㎛ 크기의 (Ti,Mn, Al)xOy 복합 산화물이 다량 관찰되었으며, Fig. 10에서와 같이 용접 금속 위치 별비금속 산화물에 대한 밀도(density) 측정 결과, 용접 금속 중앙부의 밀도 (4,600ea/mm^2) 대비 용접 금속 1/4 중앙부의 밀도 (5,300ea/mm^2)가 소량 증가하는 경향을 나타내었다. 또한, 비금속 산화물 주변으로 20~40 nm size의 아주 미세한 (Ti,Nb) 탄화물이 Fig. 11에서와 같이 일부 관찰 되었다.

고온에서 안정한 석출물이 미세하게 많이 분포할수록 불균일 핵생성에 의한 입내 페라이트 변태를 촉진시켜 상부 베이나이트 생성을 억제하고 결정립 성장을 제어하게 된다. 불균일 핵생성 때의 자유에너지 변화(Planar Disregistry) 를 고려하면, 석출물 중 페라이트와 부정합도가 작은 석출물 일수록 페라이트 변태를 촉진하게 된다. 따라서, TiO, MnO, Al2O3 등과 같은 비금속 산화물은 질화물 대비 부정합도가 더 작으므로 페라이트 변태를 촉진시키는 유효한 석출물로 판단 되어진다[7].

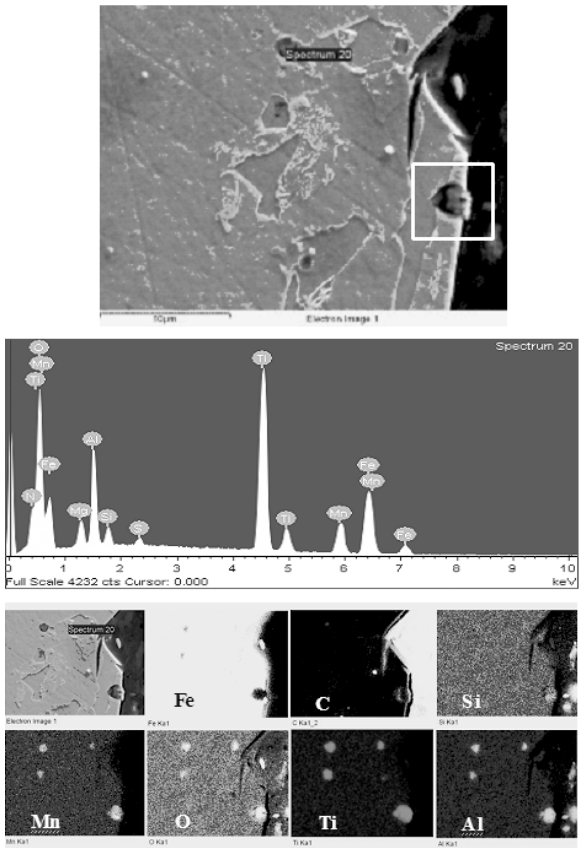


Fig. 8 The SEM microstructure and EDS analysis of oxygen Inclusions in weld metal

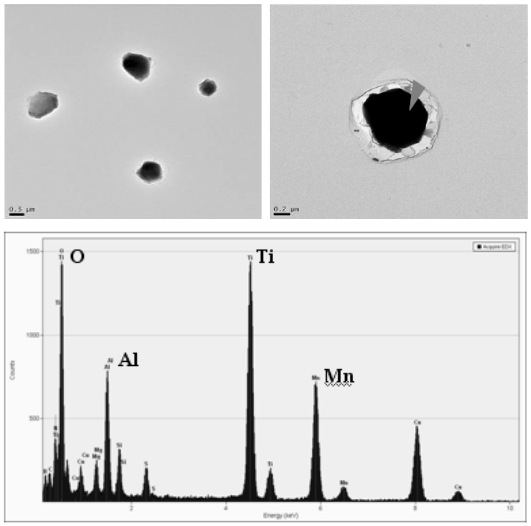


Fig. 9 The TEM microstructure and EDS analysis of Oxygen Inclusions in weld metal

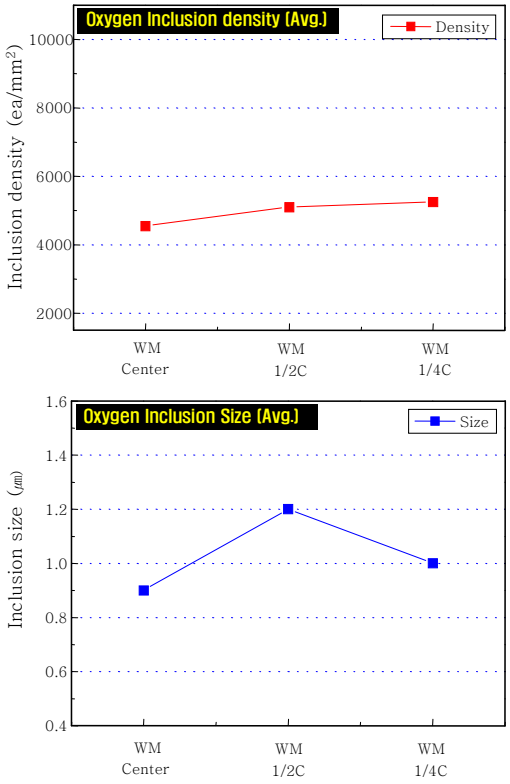


Fig. 10 Varition of oxygen inclusion density with location of welded metal

용접 금속 내 B(=40~50ppm), N(=80~90ppm) 함량을 고려 했을 때, 구 오스테나이트 결정립계에 석출되어 결정립 성장을 억제하여 용접부 충격 인성을 향상시킬 것으로 사료되었던 BN 단독 질화물은 관찰되지 않았다.

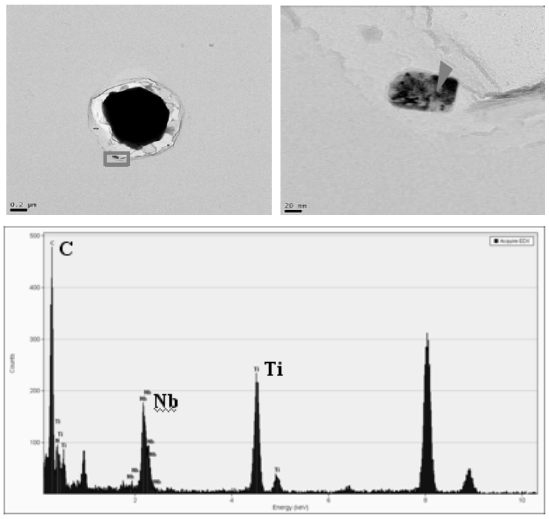


Fig. 11 The TEM microstructure and EDS analysis of (Nb, Ti)C near oxygen inclusions in weld metal

용접 금속 내 B 함량 과다 시 AF 분율을 저하시키며, FS 분율을 증가시켜 충격인성을 저하 시키는 것으로 알려져 있다[2]. 또한, B 함량 과다에 따른 질소와 결합하지 못한 자유 보론이 존재 시 Lath와 Lath 사이에 도상 형태의 M-A 생성물(M-A constituents) 형성을 촉진하여 용접부 저온 충격 인성을 급격히 저하시키는 것으로 알려져 있다[8].

Fig. 12는 CGHAZ에서의 석출물의 사진과 EDS 분석 결과, 전자 회절 패턴 분석 결과를 나타내었다.

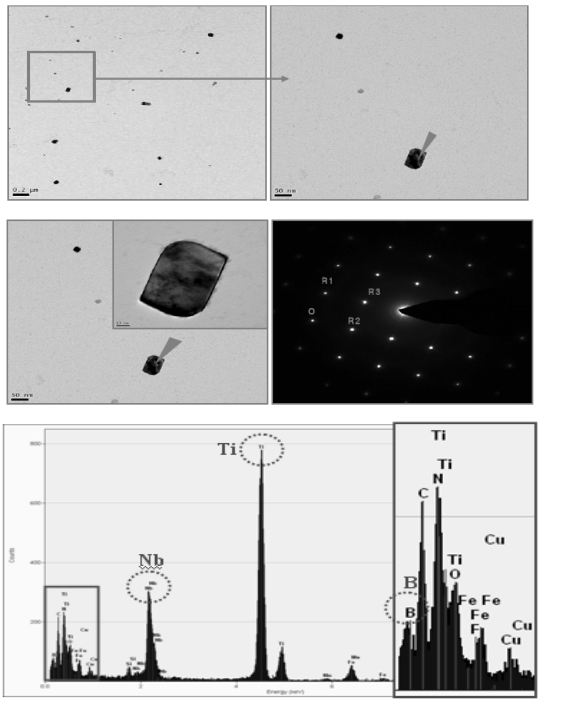
TEM Repica 관찰 결과, 용접 금속의 높은 B함량(40~50ppm)으로 대입열 용접 시 확산 반응에 의해 F.L 근방(약 400~500㎛)에서 관찰될 것으로 추정된 BN 단독 질화물은 관찰되지 않았으며, 대부분 Cubic 형태를 하고 있는 50~100nm 크기의 (Ti, Nb, B)(C, N) 석출물이 일부 관찰되었다.

(Ti, Nb, B)(C, N) 석출물에 대한 전자 회절 패턴 분석 결과, FCC 결정구조를 가지면서 격자상수가 거의 유사한 TiC (a=4.33Å)로 추정되는 탄화물이 관찰되었다.

고온에서 Ti는 질소보다는 탄소와 친화력이 더 강하여 우선적으로 Ti 탄화물을 형성하게 된다.

용접 시 F.L 근방은 1350℃ 이상 가열되는 온도 영역으로 용접에 의한 급열/급냉 과정에서 석출물은 용융되거나 고용이 되는데 이때 완전히 고용되지 않은 TiC가 냉각과정에서 재석출된 것으로 사료 되어진다.

한편, 용접 열영향부에 고용되는 자유 질소는 급속 가열/냉각 과정을 나타내는 용접의 특성에도 불구하고 평형 열역학을 이용하여 계산할 수 있다고 보고되고 있다[9].



Expected Crystal	TiC Space Group Symbol : Fm3m a = 4.33Å	
Zone Axis	[0 0 1]	
Index of Unit Spot	[0 -2 0]	[2 0 0]
Distance of Unit Spot, mm	3.21	3.21
Inter Axial Angle,	90	
Error, %	2.1	

Fig. 12 The TEM micrograph and EDS and Electron diffraction pattern of TiC particles in HAZ(CGHAZ)

예를 들어 Ti-B 첨가강에서 평형 열역학을 이용하여 계산하면, Ti가 0.01% 첨가된 강에서 티타늄과 화학양론적(Ti/N=3.42)으로 결합하는 질소는 약 0.0029%이며, B가 0.001% 첨가된 강에서 보론과 화학양론적(B/N=0.77)으로 결합하는 질소는 약 0.0013%이다.

확산 속도가 큰 B는 용접 후 냉각 과정 중 구 오스테나이트 결정립계에서 고용 질소와 재결합하여 BN을 형성하여 미세한 PF 핵생성 역할을 함과 동시에 자유질소를 고정하는 역할을 하는 것으로 알려져 있다[10]. 따라서, 강재에 B 첨가 시에는 강재의 질소 함량을 높여 고용되는 질소의 양을 증가시키고 자유질소의 양을 줄이는 것이 오히려 인성 향상에 바람직하다고 판단된다. 松田 등에 의하면 Ti와 B의 복합첨가에 의하여 형성된 복합석출물 (TiN-MnS-$Fe_{23}(C,B)_6$)도 냉각과정에 있어서 입내 페라이트(IFP)이 변태를 촉진시켜 용접부 인성을 향상시킨다고 알려져 있다[11-12].

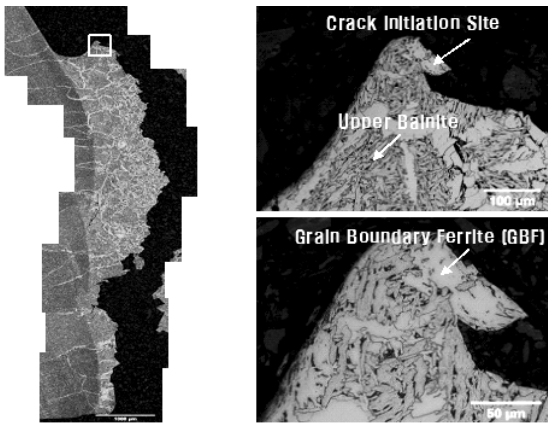


Fig. 13 Cross section microstructure of fractured impact test specimen (F.L)

결론적으로, 미세 조직 측면에서 충격인성에 영향을 미치는 인자를 고려한다면, 용접 금속 충격인성에 영향 인자로서, AF 분율이 충격 인성에 가장 영향이 큰 것으로 판단되며, 용접 열영향부(CGHAZ) 충격인성에 영향 인자로서, F.L 근방의 충격 시험편 파단면에 대한 균열 전파 경로를 관찰해보면 Fig. 13에서와 같이 구 오스테나이트 결정립계를 따라 생성된 조대한 GBF를 따라 입계에서 입내로 대다수 균열이 전파된 것을 확인할 수 있었다..

4. 결 론

선급용 강재 490MPa급 EH36-TMCP재에 대한 대입열 EGW 용접 후, 용접부 미세 조직과 저온 인성의 상관 관계에 대한 검토를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) EH36-TM 강재의 EGW 대입열 용접부 미세 조직 관찰 결과, 용접 금속에서는 Polygonal Ferrite + Acicular Ferrite 조직으로 구성되어 있으며, 용접 금속 중앙부에서는 조대한 Grain Boundary Ferrite가 일부 관찰되었다

2) Fusion line(F.L) 근방에서는 약 350㎛의 조대한 결정립 크기를 나타냈으며, F.L+1.5mm에서는 결정립 크기가 약 30㎛ 이하로 FGHAZ 영역에 포함되는 것으로 확인되었다. 따라서, 구 오스테나이트 결정립 크기를 고려했을 때 EGW 대입열(350kJ/cm) 용접 시 충격 인성이 저하되는 CGHAZ 영역은 F.L에서 약 1.3mm 정도로 확인되었다.

3) 용접 금속 위치 별 조직 분율과 충격값의 상관 관계에 대한 검토 결과, 충격 인성을 확보하기 위해서는 구 오스테나이트 결정립계에서 PF, FS 생성을 억제시키고, AF 분율을 높이는 것이 충격 인성에 유리한 것으로 판단되었다.

4) 용접 금속 내 EDS 분석 결과, 미세한 Acicular Ferrite를 생성시키는 0.8~1.2㎛ 크기의 (Ti,Mn,Al)xOy 복합 산화물이 다량 관찰되었으며, 비금속 산화물에 대한 밀도 측정 결과, 4,600~5,300(ea/mm^2)로 나타났다.

5) 용접 열영향부(F.L 근방)에 대한 TEM Replica 관찰 결과, 1350℃ 이상의 고온에서 완전히 용융되지 않고 용접 후 냉각 시 재석출된 것으로 사료되는 Cubic 형태의 50~100nm 크기의 TiC 탄화물이 일부 관찰되었다.

참 고 문 헌

1. I. Watanabe et al. : Metal Construction, May (1984), 311-315
2. Jeong-Soo Lee, Jin-Oh Yun et al. : The Study about Characteristics of Welding Consumable and Weld Metal for EGW, Journal of KWJS, **28-2** (2010), 79-83 (in Korean)
3. J. M. Gregg, H.K.D.K. Bhadeshia : Bainite nucleation frommineral surfaces, Acta Metallurgica et materialia, **42-10** (1994), 3321-3330
4. M. Enomoto : Nucleation of Phase Transformations at Intragranular Inclusions in Steel, Metals and Materials, **4-2** (1998), 115-124
5. S. Kanazawa, A. Nakashima, K. Okamoto and K. Knaya : Improvement of Weld Fusion Zone Toughness by fine TiN, Trans. ISIJ, **16-9** (1976), 486-495
6. 大北 茂 et al. : 溶接技術, (1985), **12**, 75 (in Japanese)
7. N. Mori et al. : Characteristics of Mechanical Properties of Ti-B Bearing Weld Metals, IIW Document Ⅱ-980-8290 (July, 2004)
8. Suzuki Shinichi et al. : JFE EWEL Technology for Excellent Quality in HAZ of High Heat Input Welded Joints, JFE Technology Report, **No.5** (Mar, 2005)
9. Byong-Chul Kim and Kook-Soo Bang : Effects of Nitrogen on the Microstructure and Toughness of HAZ in Ti-Containing Steel, Journal of KWJS, **20-3** (2002), 91-97 (in Korean)
10. R. W. Fountain and J. Chipman : Trans. AIME, **224** (1962), 599-606
11. Y. Ohno et al. : Nippon Steel Tech. Report, **36** (1988), 49-59
12. K. S. Bang, J. B. Lee, R. W. Chang : HAZ Microstructure and Toughness in High Heat Input Welding. Journal of KWJS, **10-1** (1992), 12-18 (in Korean)