용접 자세에 따른 해양구조물용 항복강도 420MPa급 고강도강 FCA 용접부 파괴인성에 대한 연구

김인찬* · 정상훈* · 최한글* · 김명현**,[†]

*조선선재(주) 기술연구소

**부산대학교 조선해양공학과

Study on the Fracture Toughness of FCA Weldment with the Yield Strength 420MPa Grade High Strength Steels for Offshore Structures Depending on the Welding Position

In-Chan Kim*, Sang-Hoon Jeong*, Han-Geul Choi*, and Myung-Hyun Kim**,[†]

*R&D Institute, Chosun Welding Co. Ltd., Ulsan, 45009, Korea

**Dept. of Naval Architecture and Ocean Engineering, Pusan National University, Busan, 46241, Korea

[†]Corresponding author : kimm@pusan.ac.kr

(Received January 15, 2018 ; Revised February 5, 2018 ; Accepted March 26, 2018)

Abstract

The fracture toughness of flux cored arc weld metal with the yield strength 420MPa grade high strength steels for offshore structures depending on the welding position was investigated. Charpy V-notch impact test and the CTOD test of the weld metal in the horizontal and the vertical-up welding positions were carried out, and the microstructure and M-A constituents of the weld metals were observed. The recovery rate of alloying elements in horizontal position weld metal were higher than vertical-up position weld metal and the fraction of low temperature transformation phases having high dislocation density in the horizontal position weld metal was high. As a result, the yield strength, tensile strength and impact toughness of horizontal weld metal were higher than those of vertical-up position weld metal. On the other hand, the CTOD value of vertical-up position weld metal was much higher than horizontal position weld metal. This is because the M-A constituents transformation is promoted by the post-welding on the low temperature transformation region having a high local C concentration in the horizontal position welding, and therefore, the breakdown starts easily by the high M-A constituents.

Key Words : FCA Weld metal, Welding position, Fracture toughness, CTOD, Microstructure, M-A Constituents

1. 서 론

전 세계적으로 유전 및 가스전 개발이 극한지 또는 심해에서 이루어짐에 따라 해양구조물도 채굴뿐만 아니라 생산과 저장 기능까지 동시에 갖춘 시설의 수요가 증가하고 있으며¹⁾, 이런 경향에 의해 구조물은 구조가 복잡해지고 규모가 증가하고 있어 안정성 확보를 위해 적용되는 강재의 두께가 점점 더 두꺼워지고 있다. 또한 고정식에서 부유식 구조물로의 형태 변화로 인해 구

조물은 대형화뿐만 아니라 경량화가 필요하게 되고, 이는 결국 강재의 고강도화로 이어지게 되어 구조용 강재로써 기존의 항복강도 355MPa급 강재뿐만 아니라 최근에는 항복강도 420 및 460MPa급 고강도 강재까지 사용되고 있다²⁾. DNV·GL 선급규칙에서는 이러한 항복강도 420MPa 이상의 강재를 초고강도강(Extra High Strength Steel)으로 분류하고, 동일한 장소에서 5년 이상 지속적으로 가동하도록 설계된 구조물에서 초고강도강재가 적용된 용접부에 대해서는 CTOD(Crack Tip Opening Displacement) 시험 등의 파괴인성 평가를

요구하고 있다^{3,4)}.

한편, CTOD 특성은 파괴인성 시험법 중 파괴개시 특성에 대한 평가법으로써⁵⁾ 기저와의 경도차가 크게 발생하는 2차상의 형상 및 분율에 영향을 받게 되는데⁶⁾, 따라서 용접 자세에 따른 용접전류 및 전압, 속도 특성에 의한 합금원소량의 변화와 가열 및 냉각 조건과 같은 열처리 특성에 크게 의존할 것을 예상할 수 있다.

기존에는 이러한 파괴인성 평가를 최대 입열이 적용되는 수직상향 용접부에 대해서만 요구해온 반면에 최근에는 최저 입열 조건인 수평자세에 대한 평가 결과도 요구하고 있는 실정이다. 하지만 현재까지 파괴인성에 대한 연구는 주로 용접 열영향부(Heat Affected Zone : HAZ)에 집중되어 있을 뿐만 아니라⁷⁻⁹⁾ 용접 자세에 따른 용접금속의 파괴인성 평가에 관한 연구는 충분하지 않은 상태이다.

이에 따라, 본 연구는 해양구조물에 적용되고 있는 항복강도 420MPa급 선급용 강재에 플럭스 코어드 아크 용접(Flux Cored Arc Welding : FCAW)을 적용하여 용접 자세에 따른 용접 금속의 파괴인성을 평가하고 이에 영향을 미치는 인자를 파악하여 더욱 건전한 용접부를 얻을 수 있는 용접 시공 기술 개발의 참고자료로 활용하고자 한다.

2. 실험 방법

2.1 강재 및 용접재료

본 실험에서는 TMCP(Thermo-Mechanical Controlled Process)를 통해 제조되고, 해양구조물에 적용되는 두께 100mm의 선급용 F420 강재를 사용하였으며, 사용된 강재의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 용접 재료는 항복강도 420MPa급 고강도강의 용접에 적합하도록 미국용접협회(AWS) 규격인 E81T1-K2C에 해당하는 플럭스 코어드 와이어를 1.2mm 선경으로 제작하여 사용하였고, 99.9% CO₂ 가스를 보호가스로 사용하였다.

2.2 용접

FCAW 자세에 따른 용접금속의 파괴인성을 비교 평가하기 위해 최저 및 최대 입열 조건인 수평자세(2G)와 수직상향자세(3G)로 각각 용접을 진행하였으며, 세

Table 1 Chemical composition of base metal (wt%)

	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu
F420	0.06	1.59	0.26	0.012	0.003	0.47	0.25

Table 2 Welding parameters

Welding position	Layer	Ampere (A)	Voltage (V)	Travel speed (mm/min.)	Heat input (kJ/mm)
Horizontal (2G)	1st	235	28.0	203	1.94
	Rem.	210 ~240	26.0 ~28.4	236 ~627	0.57 ~1.44
Vertical-up (3G)	1st	190	26.7	139	2.19
	Rem.	190 ~240	25.0 ~28.5	69 ~152	2.28 ~4.61

Fig. 1 Joint details and macro sections of 2G and 3G position welds

부적인 용접조건은 Table 2에 용접 이음매 형상 및 용접부 단면사진은 Fig. 1에 각각 나타내었다.

2.3 화학조성 분석

용접금속의 화학조성은 분광분석기(Optical Emission Spectrometer : OES)와 탄소/황 분석기(Carbon/Sulfur Analyzer)를 이용하여 각각의 용접 자세별로 후면 용접부(2nd side)의 용접금속에서 3회씩 분석하여 평균하였다.

2.4 미세조직 관찰

용접자세에 따른 용접금속의 미세조직을 비교 관찰하기 위해 후면 용접금속부 단면을 5% Nital 용액으로 부식한 후 광학현미경(Optical Microscope : OM)과 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope : SEM)으로

관찰하였다.

용접 자세에 따른 파괴인성 차이의 원인 분석을 위해 각 용접금속부를 Lepera 용액으로 부식한 후 OM을 통해 재가열 영역(Reheated zone)에서의 M-A상(Martensite-Austenite constituents)을 비교 관찰하였고, 또한 이러한 M-A상의 분포와 크기 등의 차이가 발생하는 원인을 분석하기 위해서 재가열 이전의 주상정 영역(Columnar zone)에서의 탄소 농도를 전계방사형 전자탐침미세분석기(Field Emission Electron Probe Micro Analyzer : FE-EPMA)를 통해 면분석을 실시하였다.

2.5 인장시험 및 충격시험

인장시험은 전면 용접부(1st side)와 후면 용접부(2nd side)의 용접금속에서 ASTM E8 규격에 의거하여 직경이 12.5mm, 평행부의 길이가 60mm이고 표점거리가 50mm인 표준 시험편을 각각 1개씩 제작한 후, Cross head speed를 분당 10mm로 시험하였다. 시험을 통해 얻어진 항복강도와 인장강도는 전면과 후면 용접부의 두 용접금속에서 얻은 값을 평균하였고, 이를 통하여 얻어진 값을 CTOD 시험을 위한 피로균열 생성과 3점 굽힘시험에 필요한 하중 계산에 사용하였다.

용접금속의 충격시험은 후면 용접금속부의 상부 2mm 아래의 중앙에서 채취한 샤르피 충격시험편을 ASTM E23 규격에 의거하여 실시하였다. 한편, 충격시험 온도는 구조물의 설계 온도를 고려한 발주처 요구 사항으로 주로 적용되는 -50℃와 선급용 F420강재에 적용을 위한 용접재료 형식승인 시험 시 요구되는 -60℃로 설정하였으며, 각 온도에서 3개씩 평가 후 평균값을 이용하였다.

2.6 파괴인성 시험

본 연구에서 파괴인성 평가는 균열 선단의 균열진전 직전의 개구량을 의미하는 CTOD를 사용하였다. CTOD 시험편의 노치는 용접금속의 중심부에 위치하도록 하였고, 노치 방향은 용접 진행방향이 되도록 하여 시험편을 제작하였다. 피로균열은 용접부에서 $a/W=0.5$ 를 기준으로 6mm까지 생성하였으며, 시험에 사용된 시험편의 크기와 형상을 Fig. 2에 나타내었다. 각각의 용접부에서 3개씩 시험편을 채취한 후 ISO 15653 (2010)에 의거하여 -20℃에서 3점 굽힘시험에 의해 CTOD 값을 도출하였다. 시험온도는 최근 들어 유전과 가스전의 개발이 심해 및 극한지로 확대되는 추세에 따라 CTOD 보증온도가 점차 낮아지고 있는 것을 감안하여¹⁰⁾, -20℃

Fig. 2 Size and shape of CTOD test specimen

에서 실시하였다.

3. 실험 결과

3.1 용접금속의 화학조성

2G와 3G 자세로 용접한 용접금속의 화학조성 분석 결과를 Table 3에 나타내었다. 2G 용접금속에서 C, Mn 등의 합금원소 함량이 3G 용접금속 대비 높게 나타나는데, 이는 2G 용접의 상대적으로 빠른 용접속도에 기인한 것으로 판단된다. 이러한 결과는 용접전류, 전압 및 용접속도 등 용접변수에 따른 용접금속의 합금원소 회수율 변화에 대한 Jung 등의 연구 결과와 잘 일치하는 경향을 나타내고 있다¹¹⁾.

3.2 용접금속 미세조직 관찰

Fig. 3은 2G와 3G 자세 용접금속 As deposit 영역의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타내었다. 2G 용접금속부인 Fig. 3a에서는 주로 저온 변태상인 침상페라이트(Acicular Ferrite : AF)와 베이네틱 페라이트(Bainitic Ferrite : BF)가 높은 비율로 존재하는 것을 알 수 있으며, 이에 반해 3G 용접부인 Fig. 3b에서는 입내에 미세한 AF뿐만 아니라 일부 초석 입내 페라이트(PF(I))와 결정립계에서 생성된 초석 입계 페라이트(Pro-eutectoid Ferrite : PF(G)), 그 측면으로 성장한 페라이트 사이드 플레이트(Ferrite Side Plate : FS)가 혼재되어 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 4는 용접금속부의 세부 미세조직 구성을 SEM으로 관찰하여 나타내었다. 2G 용접부인 Fig. 4a에서는 광학현미경에서 관찰된 바와 같이 저온 변태상인

Table 3 Chemical composition of weld metals (wt%)

	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu
2G welds	0.05	1.52	0.29	0.010	0.012	1.58	0.03
3G welds	0.04	1.38	0.28	0.008	0.009	1.55	0.02

AF와 BF가 주를 이루고 있으며, 구 오스테나이트 결정립계(Prior Austenite Grain Boundary : PAGB)에서 PF(G) 변태가 거의 일어나지 않은 것을 알 수 있

Fig. 3 Optical micrographs of weld metal a) 2G, b) 3G

Fig. 4 SEM micrographs of weld metal a) 2G, b) 3G

다. 3G 용접부인 Fig. 4b에서도 광학현미경 관찰 결과와 동일하게 PAGB에서 PF(G)와 FS가 발달하였고, 입내에는 미세한 AF와 PF(I)가 존재하는 것을 확인할 수 있다.

이러한 용접 자세에 따른 용접금속의 미세조직 차이는 화학조성과 냉각속도의 차이로 설명될 수 있다. 우선, Table 3에 나타내었던 2G 용접금속부의 높은 C 및 Mn 함량은 PAGB에서 PF의 석출을 지연시켜 3G 용접금속부에 비해 상대적으로 저온변태상인 AF 또는 BF의 형성을 보다 용이하게 하였으며^{12,13)}, 용접 입열량이 높은 3G 용접금속부는 WM-CCT 선도¹⁴⁾의 냉각곡선 기울기가 보다 완만하게 되어 상대적으로 PF와 FS의 생성과 성장이 촉진된 것으로 판단된다.

3.3 용접금속의 강도와 충격인성

Fig. 5는 용접 자세에 따른 용접금속의 강도특성을 평가한 결과를 나타내고 있다. 3G 용접금속부에 비해 2G 용접금속부의 항복강도 및 인장강도가 높게 나타나고 있는데, 이는 2G가 3G 용접금속부에 비해 상대적으로 전위밀도가 높은 저온변태상들의 분율이 높기 때문으로 판단된다.

Fig. 6은 용접 자세가 용접금속의 충격인성에 미치는 영향을 평가하여 나타내고 있다. 두 용접 자세의 용접금속 모두 DNV·GL 선급규칙의 충격인성 요구사항($\geq 28J$, $-60^{\circ}C$)을 충분히 만족하는 결과를 나타내고 있다^{4,15)}. 한편 3G가 2G에 비해 용접금속부의 충격인성이 소폭 낮은 값을 나타내고 있는데, 이는 2G에 비해 3G 용접금속부에서 기지와와의 경도차가 크고 균열의 진전 경로로 작용이 용이한 FS 및 PG(G) 분율이 더욱 높기 때문으로 판단된다.

Fig. 5 Effect of welding position on the tensile properties of weld metal

Fig. 6 Effect of welding position on the impact toughness of weld metal

3.4 용접금속의 파괴인성(CTOD)

Fig. 7은 용접 자세에 따른 CTOD 특성을 평가한 결과를 나타내고 있다. 2G 용접금속의 CTOD 최소값은 0.195mm이며, 3G 용접금속의 CTOD 최소값은 0.897mm로 두 용접 자세의 용접금속 모두는 DNV·GL 선급규칙의 CTOD 최소 요구사항인 0.15mm 이상을 만족하고 있지만⁴⁾, 2G 용접금속의 CTOD 값이 3G에 비하여 현저하게 낮은 것을 알 수 있다. CTOD 특성이 AF 분율의 증가보다 M-A상 분율의 영향을 더 크게 받는다는 연구 보고를 고려하여^{16,17)}, 용접 자세에 따른 파괴인성 값의 차이의 원인을 규명하기 위해 각 용접금속부의 M-A상의 분포 및 크기 특성을 관찰해 보았다.

Fig. 8은 2G와 3G 용접금속부의 재가열 영역에서 각각 M-A상을 관찰한 결과를 나타내고 있다. Lepera 용액에 의해 부식된 M-A상은 선별적으로 흰색으로 나타나고 있으며, 각 사진에서의 M-A상 분율을 Image

Fig. 7 Effect of welding position on the fracture toughness of weld metal

Fig. 8 Distribution of M-A constituents at weld metal

Analyzer를 통해 측정된 결과 2G 용접금속부에서 0.78%, 3G 용접금속부에서 0.17%로 3G에 비하여 2G 용접금속부에서 확연하게 높게 나타나고 있다. 따라서, 상대적으로 M-A상의 분율이 높은 2G 용접금속부가 미세균열의 발생 및 전파경로로의 작용으로 인해¹⁸⁻²⁰⁾, 3G 용접금속부에 비해 낮은 CTOD 값을 나타내는 것을 알 수 있다.

Fig. 9는 용접 자세에 따른 M-A상 분율 특성 차이의 원인을 알아보기 위해, 2G 및 3G 용접금속부의 주

Fig. 9 Distribution of C contents in accordance with welding position. a) and c) : SE images of 2G and 3G weld metals, b) and d) : Mapping analysis of C contents, at 2G and 3G weld metals

상정 영역에서 FE-EPMA를 통해 탄소 농도에 대한 면 분석 결과를 나타내고 있다. Fig. 9b는 2G 용접금속부의 탄소 농도를 면 분석한 결과를 나타내고 있는데, 3G 용접금속부에 대해 분석한 Fig. 9d에 비해 국부적으로 탄소 농도가 매우 높은 부분이 다수 관찰되는 것을 알 수 있다. 이처럼 탄소 농도가 국부적으로 크게 높은 위치에서는 후행 용접에 의해 재가열 및 냉각되는 과정 중 부분변태영역에 해당할 경우 M-A상으로 생성이 용이할 것으로 판단되며¹³⁾, 한편 2G 용접금속부에서 국부적 탄소농도가 높은 위치가 상대적으로 많은 이유는 높은 탄소 농도뿐만 아니라 빠른 냉각속도에 의해 충분한 탄소의 확산이 이루어지기 어렵기 때문으로 판단된다.

4. 결 론

용접 자세에 따른 해양구조물용 항복강도 420MPa급 고강도강 FCA 용접금속의 파괴인성에 대해 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 용접 전류가 상대적으로 높고 용접속도가 빠른 2G 용접금속에서 C, Mn 등의 합금원소 회수율이 3G 용접금속 대비 높게 나타났다.

2) 2G 용접금속의 미세조직은 저온 변태상인 AF와 BF가 높은 비율로 존재하는 반면, 3G 용접금속은 PAGB에서 PF(G)와 FS가 발달하고, 입내에서 AF와 소량의 PF(I)가 혼재하는 것을 알 수 있었다. 이는 2G 용접시 빠른 냉각속도와 오스테나이트 안정화 원소인 C, Mn의 높은 함량에 의해 저온 변태상으로의 변태가 용이하기 때문인 것으로 판단된다.

3) 2G 용접금속의 강도 및 충격인성이 3G에 비하여 높게 나타났으며, 이는 2G 용접금속에서 전위 밀도가 높은 AF 및 BF 비율이 높은 반면 균열 생성 및 진전이 용이한 PF(G) 및 FS의 비율은 상대적으로 낮기 때문이다.

4) 2G 용접금속의 파괴인성이 3G 용접금속 대비 현저히 낮게 나타났다. 이는 2G 용접금속부에서 상대적으로 국부적 탄소 농도가 높은 탄소 편석부의 비율이 높고, 이러한 탄소 편석부는 후행 용접에 의해 파괴 개시가 용이한 M-A상 변태가 촉진되기 때문이다.

즉, 용접금속의 충격인성은 미세조직의 구성 및 분율에 대한 의존도가 높은 반면, CTOD 특성은 M-A상과 같은 2차상의 분율에 보다 큰 영향을 받는 것으로 판단된다.

5) 따라서, 항복강도 420MPa급 고강도 강재가 적용된 해양구조물 용접금속의 파괴인성을 보다 안정적으로 확보하기 위해 상대적으로 낮은 입열량이 적용되는

2G 자세의 용접조건에 따른 파괴인성 평가와 관련한 추가 연구가 필요하다 판단된다.

Acknowledgement

“이 논문은 부산대학교 기본연구지원사업(2년)에 의하여 연구되었음”

ORCID: In-Chan Kim: <http://orcid.org/0000-0002-4088-1397>

ORCID: Sang-Hoon Jeong: <http://orcid.org/0000-0001-5001-197X>

ORCID: Han-Geul Choi: <http://orcid.org/0000-0001-9084-3658>

References

1. T. Yokura, Ship and Offshore Structure, *Journal of JWS*, 81(5) (2012), 402-406
<https://doi.org/10.2207/jjws.81.402>
2. I. W. Han, Y. H. Park, G. B. An and Y. H. An, Development Trends of Steel Plates for Ship Building and Off-shore Construction and It's Weldability, *Journal of KWJS*, 27(1) (2009), 25-33
<https://doi.org/10.5781/kwjs.2009.27.1.025>
3. Design of Offshore Steel Structures, General-LRFD Method, DNVGL-OS-C101 (2017)
4. Fabrication and Testing of Offshore Structures, DNVGL-OS-C401 (2018)
5. J. U. Park and G. B. An, Fracture Toughness of Thick Steel Plate for Ship Building, *Journal of KWJS*, 25(4) (2007), 15-19
<https://doi.org/10.5781/kwjs.2007.25.4.015>
6. O. M. Akselsen, J. K. Solberg and O. Grong, Effects of Martensite-Austenite(M-A) Island on Intercritical Heat-Affected Zone Toughness of Low Carbon Microalloyed Steels, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 17(5) (1988), 194-200
7. D. P. Fairchild, N. V. Bangaru, J. Y. Koo, P. L. Harrison and A. Ozekcin, A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA steels, *Welding Journal*, 70(12) (1991), 321s-330s
8. Y. K. Lee, J. O. Moon, S. H. Kim and C. H. Lee, Correlation Between M-A Constituents and Tensile Properties in the Intercritical Coarse Grained HAZ of and Ultra Low Carbon Steel, *Journal of KWJS*, 28(3) (2010), 99-103
<https://doi.org/10.5781/kwjs.2010.28.3.099>
9. S. Suzuki, T. Kamo and Y. Komizo, Influence of Martensitic Islands on Fracture Behavior of High-Heat Input Weld HAZ, *Quarterly Journal of JWS*, 25(4) (2007), 532-536
<https://doi.org/10.2207/qjws.25.532>
10. The Korean Welding and Joining Society, Welding · Joining Handbook (I), (2008), 216-238
11. D. H. Jung, K. S. Bang, C. Park, W. S. Chang and C. G. Park, Effects of Welding Parameters on Weld Metal Strength and Recovery of Alloying Elements in FCAW,

- Journal of KWJS*, 26(2) (2008), 69-74
<https://doi.org/10.5781/kwjs.2008.26.2.069>
12. K. S. Bang, Effects of Manganese and Carbon on the HAZ Microstructural Evolution in Titanium Oxide Steel, *Journal of KWJS*, 22(2) (2004), 78-84
 13. L-E. Svensson and B. Greftoft, Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals, *Welding Journal*, 69(12) (1990), 454s-461s
 14. Japan Welding Society, Metallographic Atlas of Steel and Non-ferrous Alloy Welds, (2013), 33
 15. Metallic Materials, DNVGL-OS-B101 (2018)
 16. Y. T. Shin, S. W. Kang and M. H. Kim, Evaluation of Fracture Toughness and Microstructure on FCA Weldment According to Heat Input, *Journal of KWJS*, 26(3) (2008), 51-60
<https://doi.org/10.5781/kwjs.2008.26.3.051>
 17. Y. Komizo and Y. Fukada, CTOD Properties and M-A Constituent in the HAZ of C-Mn Microalloyed Steel, *Quarterly Journal of JWS*, 6(1) (1988), 41-46
<https://doi.org/10.2207/qjws.6.41>
 18. H. U. Hong, Technical Review on Improvement of HAZ Toughness through a Control of M-A Constituent, *Journal of KWJS*, 28(3) (2010), 4-8
<https://doi.org/10.5781/kwjs.2010.28.3.004>
 19. F. Matsuda, K. Ikeuchi, Y. Fukuda, Y. Horii, H. Okada, T. Shiwaku, C. Shiga and S. Suzuki, Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of M-A Constituent in Welded Joint in Japan, *Transactions of JWRI*, 24(1) (1995), 1-24
 20. J. I. Jang, Y. C. Yang, W. S. Kim, B. W. Lee and D. Kwon, Review on the Effects of Material Heterogeneity on Fracture Toughness in Steel Weldment, *Journal of KIGAS*, 3(2) (1999), 1-10