

선박·해양 구조물용 YS 460MPa 강재 FCAW 용접금속의 강도와 인성에 미치는 C의 영향

정상훈* · 엄정호* · 최한글* · 정병호** · 허성화** · 강창룡**†

*조선선재(주) 기술연구소

**부경대학교 금속공학과

Effects of C on the Strength and Toughness of FCAW Weld Metal of YS 460 MPa Steels for Ship and Offshore Structures

Sang-Hoon Jeong*, Jeong-Ho Eom*, Han-Geul Choi*, Byung-Ho Jeong**, Sung-Hwa Hur** and Chang-Yong Kang**,†

*R&D Institute, Chosun Welding Co. Ltd., Ulsan 689-896, Korea

**Dept. of Metallurgical Engineering, Pukyong National University, Busan 608-739, Korea

†Corresponding author : metkcy@pknu.ac.kr

(Received October 21, 2014 ; Revised November 4, 2014 ; Accepted November 24, 2014)

Abstract

This paper has an purpose to study the effect of C on the toughness of YS 460 MPa FCAW weld metal. These effects were evaluated by charpy impact and CTOD test about 4 FCAW weld metal containing various C and Si content in relation to microstructure. Increase of C content was helpful to increase AF volume fraction and reduce PF(G) and FS volume fraction by increasing super cooling rate for ferrite transformation. Also, Increase of C content up to 0.045wt% made the strength and impact toughness higher by increasing AF volume fraction. The weld metal containing higher C content indicated higher CTOD value. It is because the volume fraction of PF(G) and FS, can play a role as crack initiation site, was reduced. Effect of C on the strength and elongation of weld metal was higher with an increase of Si contents.

Key Words : FCAW weld metal, C, Impact toughness, CTOD, Tensile properties

1. 서 론

최근 조선 및 해양플랜트 산업분야의 구조물들이 효율성 향상을 위해 대형화 되어감에 따라 이들 구조물에 사용되는 강재도 고강도, 극 후물화 되어가고 있다. 특히, 선박 중 컨테이너선의 경우 상갑판의 대부분이 열려있는 선체구조로 되어 있기 때문에 선체의 종굽힘 강도를 확보하기 위해서 해치코밍(Hatch coaming) 등의 상부구조에는 고강도/고인성을 갖는 극후판 강재들을 적용하고 있다. 게다가 최근에는 에너지 절약 및 물류 이동의 효율성 향상을 위해 10,000TEU(Twenty-

foot Equivalent Unit) 이상의 초대형 컨테이너선 발주가 증가하고 있어 이러한 선박의 경량화 및 취성파괴 안정성 등을 고려하여 상부구조용 강재로 항복강도(YS) 460 MPa급을 적용 하려는 노력이 진행되고 있다¹⁻²⁾.

선급규칙에 의하면 YS 460MPa급 강재는 컨테이너 선박의 종 방향 구조부재용 강재와 초 고장력강(extra high strength steel)으로 분류되고 있으며, 또한 취성파괴에 대한 안정성을 강화하기 위해 기존의 연강 및 고장력강 보다 더 높은 충격인성을 요구하거나 또는 더 낮은 온도에서의 충격시험을 규정하고 있다³⁾. 뿐만 아니라 이러한 강재가 해양플랜트 등에 적용될 시에는 사용환경에 따라 CTOD(Crack Tip Opening Displace-

ment)시험 등의 파괴인성 평가를 요구하고 있다⁴⁾.

일반적으로 용접금속의 높은 강도와 인성을 얻기 위한 용접재료의 성능은 첨가되는 미세 합금원소에 크게 의존된다. 특히, 용접금속의 강도 향상에 매우 유효한 탄소(C)는 오스테나이트 안정화 원소로써 용접금속이 냉각될 때 일부 결정립계에 C rich 영역을 형성하여 마르텐사이트 변태온도에 도달 되어도 페라이트 변태가 지연되어 일부가 오스테나이트로 잔류하는 마르텐사이트와 오스테나이트 혼합상(MA상)을 형성할 수 있다. 뿐만 아니라 강도 및 경화능을 향상할 수 있지만 과도한 첨가 시 용접성을 나쁘게 하기 때문에⁵⁻⁶⁾, 적정량의 사용이 매우 중요한 원소이다.

따라서, 본 연구는 YS 460MPa급 강재가 적용되는 선박 및 해양 구조물 용접에 가장 많이 사용되고 있는 플럭스 코어드 아크 용접(Flux Cored Arc Welding: FCAW) 프로세스를 적용하여 용접금속의 저온 충격인성과 파괴인성에 미치는 C의 영향을 규명하여 고강도, 고인성 용접재료 개발을 위한 기초자료로 활용하기 위해 수행하였다.

2. 실험방법

용접재료는 YS 460 MPa급 강재의 용접에 적합하도록 미국용접협회(AWS) E81T1-K2C 규격에 해당하는 1.2mm 선径의 Si 함량이 다른 두 재료에서 각 탄소의 함량을 달리한 4종류의 플럭스 코어드 와이어(Flux Cored Wire : FCW)를 제작하였다. 이는 Si의 국부적 초석 페라이트변태 촉진을 통한 C 함량이 높은 잔류오스테나이트 유발로 인해 MA상 변태를 촉진시키는 역할을 고려한 것이며⁷⁻⁸⁾ 4가지 용접재료로 용접한 용접금속의 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

용접시험에 사용된 강재는 제어압연냉각(TMCP)하여 제작된 두께 80 mm의 선급용 EH47 강판이며, 화학

Table 1 Chemical composition of weld metals (wt%)

	C	Si	Mn	S	P	Ni
A	0.024	0.25	1.30	0.011	0.007	1.57
B	0.045	0.26	1.28	0.009	0.010	1.58
C	0.035	0.51	1.39	0.009	0.009	1.50
D	0.045	0.48	1.40	0.010	0.008	1.54

Table 2 Chemical composition of base metal(wt%)

	C	Si	Mn	S	P	Ni
EH47	0.07	0.25	1.88	0.007	0.010	0.50

Table 3 Welding condition

layer	Ampere	Voltage	Speed	Heat input (KJ/Cm)
1st	200	26	14.0	22.3
Rem.	200~230	23.0~26.5	9.5~18.0	16.0~36.0

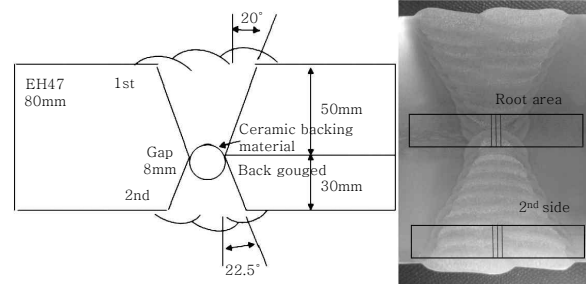


Fig. 1 Joint detail and macro section of welds

조성은 Table 2에 나타내었다.

용접은 최대 입열량이 적용될 수 있는 수직상향자세로 진행하였으며, 세부 용접조건과 용접 이음부의 상세 형상을 Table 3과 Fig. 1에 각각 나타내었다.

용접금속의 충격인성 평가를 위한 충격시험은 선급규칙에 따라 Fig. 1의 사진에서 나타낸 바와 같이 두 번째 용접부(2nd side)와 겹침 용접부인 Root부(Root area)에서 각 각 시편을 제작한 다음, 컨테이너선박에 대한 용접승인시험 시 요구되는 -20 ℃부터 초 고장력강에 대해 요구하는 -60 ℃ 사이의 여러 온도에서(-20, -40, -50 및 -60 ℃) 시험하였다. 또한 충격인성은 3개씩 시험하여 평균값을 구하였다.

인장시험은 첫 번째 용접부(1st side)와 두 번째 용접부(2nd side)의 용접금속에서 ASTM E-8의 규정을 따라 평행부 길이가 25mm인 인장 시험편을 제작한 다음 cross head speed를 2 mm/min로 하여 시험하였다. 강도는 두 용접금속에서 얻은 값을 평균하여 구하였고, 이 때 얻은 항복 및 인장강도 값을 사용하여 CTOD 시험을 위한 피로균열 생성과 3점 굽힘시험에 필요한 하중을 계산하는데 사용하였다.

CTOD 시험을 위한 피로균열생성은 용접부에서 a/W=0.5를 기준으로 5 mm까지 피로균열의 진전방향이 노치단에서 10° 경계선을 벗어나지 않도록 하였다. 용접금속의 파괴인성 평가는 BS7448에 의거 노치위치는 용접금속의 중심부에, 노치 방향은 용접 진행방향이 되도록 제작한 다음 -10 ℃에서 3점 굽힘 시험을 실시하였다. CTOD시험에 사용된 시험편의 형상 및 크기를 Fig. 2에, 시험편 노치의 형상 및 크기를 Fig. 3에 각각 나타내었다.

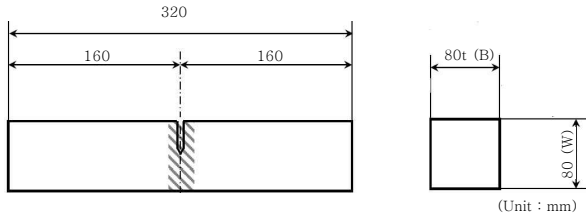


Fig. 2 Shape and size of CTOD specimen

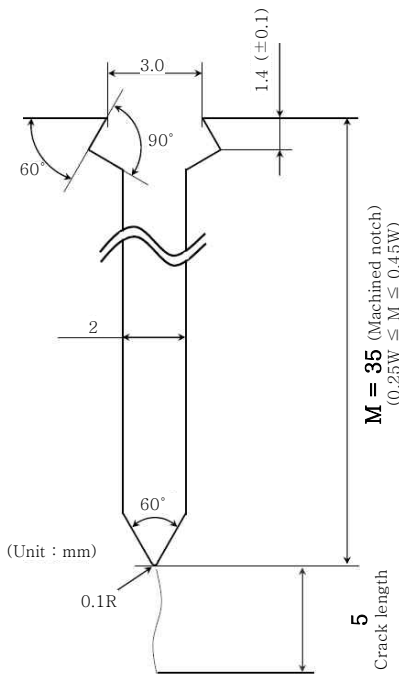


Fig. 3 Details of notch in CTOD specimen

3. 실험 결과

3.1 미세조직에 미치는 영향

Fig. 4는 Si의 함량이 0.25 %인 용접금속의 미세조

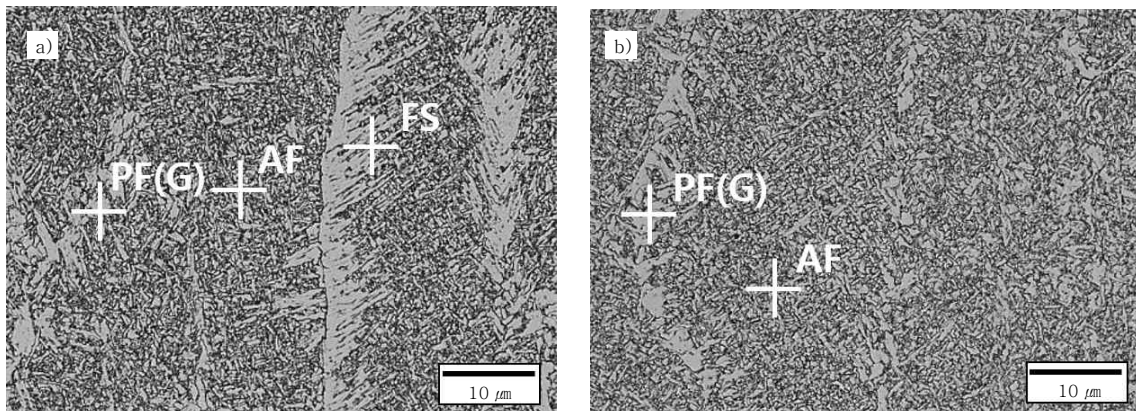


Fig. 4 Optical micrographs showing the effect of C contents on the microstructure of 0.25 % Si weld metal. a) 0.025 %C, b) 0.045 %C

직에 미치는 C 함량의 영향을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다. C의 양이 0.025 %인 사진 a)에서는 구 오스테나이트 결정립계(PAGB)에서 밴드 형상으로 생성된 결정립계 페라이트(PF(G))와 그 측면으로 성장된 페라이트 사이드 플레이트(FS)가 잘 발달되어 있으며, 입내에서는 미세한 침상페라이트(AF)가 존재하는 것을 알 수 있다. 이에 반하여 C가 0.045 %인 사진 b)에서는 C함량이 낮은 a)에 비하여 FS는 거의 관찰되지 않고, PF(G)의 양은 적으며 상대적으로 침상 페라이트의 양이 많은 것을 알 수 있다.

Fig. 5는 0.5%Si를 갖는 용접금속의 미세조직에 미치는 C 함량의 영향을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다. 0.035 %C를 갖는 사진 a)에서는 PAGB에서 밴드형상으로 생성 및 성장한 PF(G)와 FS 조직이 상당히 많이 생성되어 있는 것을 알 수 있다. 이에 반하여 0.045 %C를 갖는 b)에서는 PAGB에서 아주 소량의 PF(G)만이 생성되어 있을 뿐 다른 재료에서처럼 밴드형상으로서의 성장은 억제되어 있으며, FS조직은 거의 생성되어 있지 않고, 상대적으로 매우 높은 분율의 AF가 관찰되고 있다.

이상의 결과로부터, Si 함량에 관계없이 용접금속의 미세조직은 C 함량이 높을수록 PAGB로부터 생성되는 PF(G)와 FS 조직의 생성과 성장이 억제되고, AF 분율이 높아지고 있는 것을 알 수 있다. 이러한 이유는 C 함량의 증가에 따라 페라이트 변태에 필요한 과냉도가 높아지기 때문에 AF 변태가 촉진되고 PF(G)와 FS의 변태가 억제되기 때문이라 판단된다⁹⁾. 또한, C함량의 증가에 의한 경화상의 생성은 관찰되지 않았다.

한편, 동일한 0.045 %의 C 함량을 가지는 용접금속에서 Si의 함량에 따른 미세조직의 변화를 살펴보면 (Fig. 4의 b)와 Fig. 5의 b)), Si 함량의 증가에 의한 초석페라이트 변태 촉진 보다는 오히려 Si함량이 0.5 %

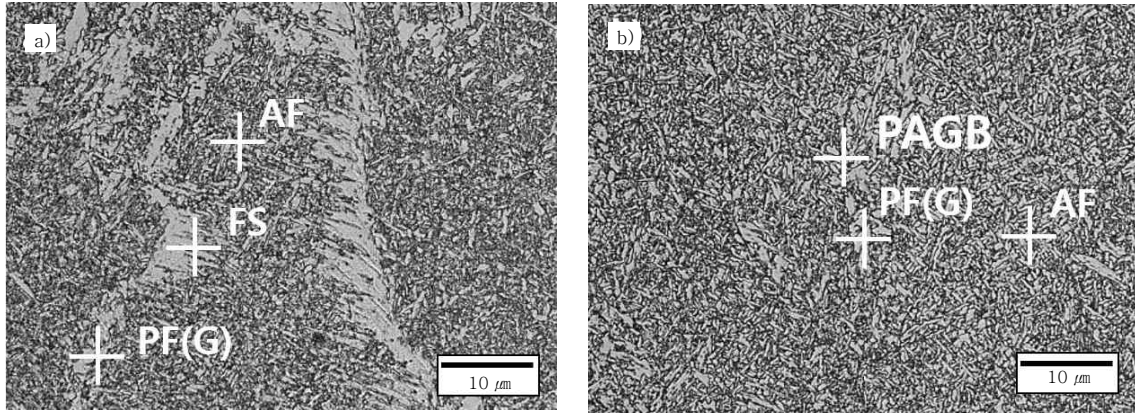


Fig. 5 Optical micrographs showing the effect of C contents on the microstructure of 0.5 % Si weld metal. a) 0.035 %C, b) 0.045 %C

로 높은 시료에서 AF 분율이 높게 관찰되고 있다. 이는 산소와의 친화력이 상대적으로 높은 Si 함량의 증가에 의해 용접재료에 첨가된 금속 Mn의 회수율이 높아져 용접금속의 Mn 함량이 증가하였기 때문으로 판단된다^{7,9)}.

3.2 충격인성에 미치는 영향

Fig. 6은 0.25 %의 Si 함량을 가지는 용접금속의 Root부에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 모든 시험온도 범위에서 0.025 %의 C함량을 가지는 용접금속 보다 0.045 %의 C 함량을 갖는 용접금속에서 충격인성이 높게 나타나는 것을 알 수 있다.

Fig. 7은 0.25 %의 Si 함량을 가지는 용접금속의 2nd side에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. Root부에서와 마찬가지로 모든 시험온도 범위에서 높은 C함량을 가지는 용접금속에서 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다.

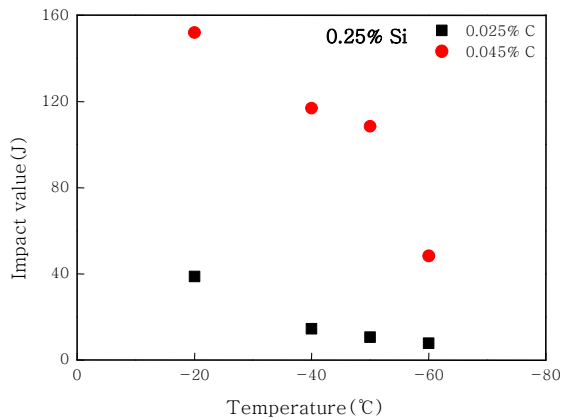


Fig. 6 Effect of C contents on the impact value at root area of 0.25 %Si weld metal

Fig. 8은 0.5 %의 Si 함량을 가지는 용접금속의 Root부에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 0.25 %의 Si 함량을 가지는 용접금속과 동일하게 전 온도범위에서 높은 C 함량을 가지는 용접금속에서 충격인성이 높은 것을 알 수 있다.

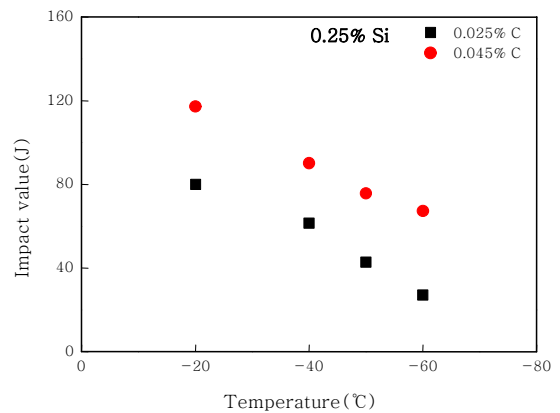


Fig. 7 Effect of C contents on the impact value at 2nd side of 0.25 % Si weld metal

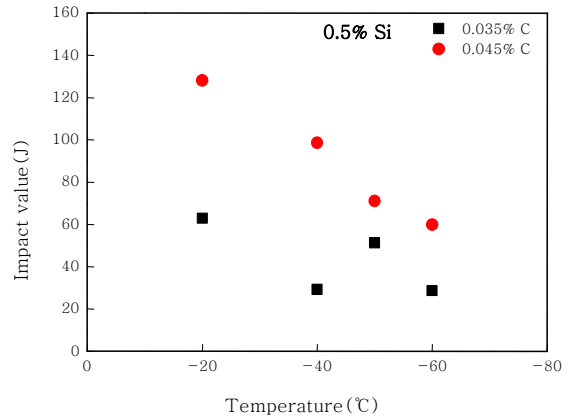


Fig. 8 Effect of C contents on the impact value at root area of 0.5% Si weld metal

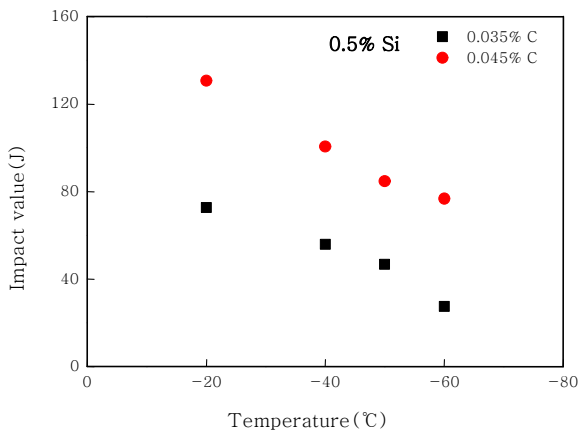


Fig. 9 Effect of C contents on the impact value at 2nd side of 0.5% Si weld metal

Fig. 9는 0.5 %의 Si 함량을 가지는 용접금속의 2nd side에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 역시 전 시험온도범위에서 0.035 %의 C 함량을 가지는 용접금속보다 0.045 %의 C 함량을 가지는 용접금속의 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다.

이상의 결과에서, Si 함량에 관계없이 C 함량이 높은 용접금속의 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 이러한 이유는 Fig. 4와 5의 미세조직결과로부터 알 수 있는 바와 같이 C 함량이 증가하면 용접금속의 인성을 높이는 AF의 양이 많아지고, 상대적으로 파괴 시 균열진전 경로로 작용하는 PF(G)와 FS로의 변태가 억제되었기 때문이라 판단된다¹⁰⁻¹²⁾. 한편, 저온영역에서 2nd side 보다 root 부에서 충격인성이 낮은 값을 나타내고 있는데 이는 기존의 연구에서는 root부에서의 높은 경도와 강도를 원인으로 제시하기도 했지만¹³⁾, root부는 모재의 회석량이 많고, 후행 용접에 의해 반복되는 열영향을 많이 받기 때문에 설계된 용접재료의 특성변화가 보다 많은 영향을 미쳤을 것으로 판단된다.

3.3 인장성질에 미치는 영향

Fig. 10은 Si함량이 0.25 % 및 0.50 %인 용접금속의 강도(첫번째와 두번째 용접금속의 평균값)에 미치는 C 함량의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. Si함량의 변화에 관계없이 C함량이 높을수록 항복 및 인장강도가 높게 나타나고 있는데, 이는 Fig. 4와 5에서 알 수 있듯이 C함량이 높을수록 전위밀도가 높은 AF 분율이 높아지고¹⁴⁾, 또한 C에 의한 고용강화 효과가 크기 때문이라 판단된다.

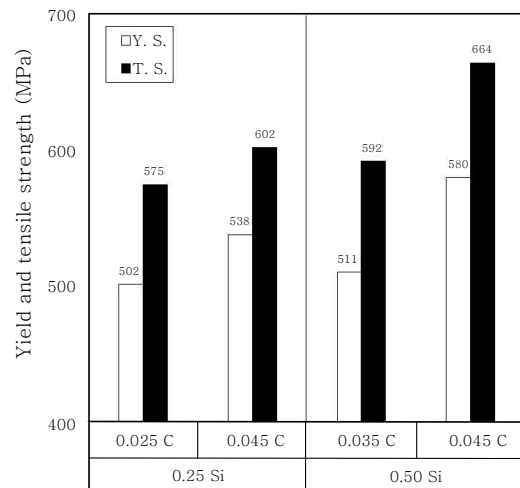


Fig. 10 Effect of C contents on the yield and tensile strength of weld metal

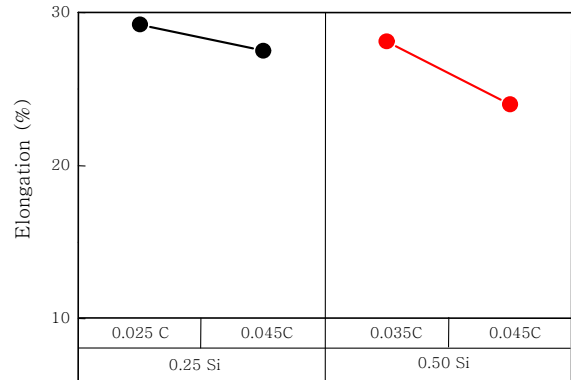


Fig. 11 Effect of C contents on the elongation of weld metal

Fig. 11은 Si함량이 0.25% 및 0.50%인 두 재료의 용접금속 연신율에 미치는 C함량의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. Si 함량의 변화에 관계없이 모두 C 함량이 높을수록 연신율이 약간 낮은 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유 역시 높은 AF분율과 큰 고용강화 효과에 기인한 것으로 판단된다.

또한 이상의 결과로부터 C함량에 따른 강도와 연신율의 차이는 Si함량이 낮은 재료에서 보다 Si함량이 높은 재료에서 약간 크게 나타나고 있다. 이와 같은 이유는 Si가 국부적 초석 페라이트 변태 촉진을 통해 C량이 많은 잔류 오스테나이트를 유발하여 강도가 높은 MA상변태를 촉진하기 때문이라 판단된다.

3.4 CTOD 값에 미치는 영향

Fig. 12는 파괴인성에 미치는 C의 영향을 알아보기 위하여 Si 함량이 0.25 %와 0.5 %인 용접금속에서

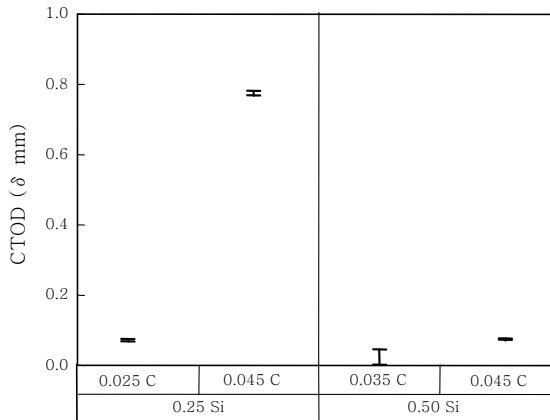


Fig. 12 Effect of C contents on the CTOD value of weld metal.

C함량에 따른 CTOD 값의 변화를 조사하여 나타난 것이다. Si 함량에 관계없이 C함량이 높을수록 CTOD 값이 높게 나타나고 있는데, 이는 C함량의 증가에 의해 파괴의 개시점이 될 수 있는 PF(G)와 FS상의 크기와 분율이 감소했기 때문으로 판단할 수 있다.

이상의 결과로부터, C함량의 증가가 MA상 형성 및 분율 증가에 유리하게 작용하여 파괴인성을 저하시킬 것이라는 예상과는 달리 오히려 적정량까지의 증가는 파괴인성 향상에 유효한 원소라는 것을 알 수 있다.

한편, Si 함량에 따라서도 CTOD 값이 크게 변화하는 결과가 나타나고 있는데, Si가 용접금속 특성에 미치는 영향에 대한 조사가 추가로 필요한 것으로 판단된다.

4. 결 론

항복강도 460 MPa급 강재의 FCAW 용접금속의 충격인성 및 인장성질, 파괴인성에 미치는 C함량의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

1) C함량의 증가에 의한 경화상의 생성은 관찰되지 않았으며, 오히려 용접금속의 상변태에 필요한 과냉도의 증가에 의해 AF의 분율은 증가하고, 상대적으로 PF(G) 및 FS의 분율은 감소하였다.

2) C함량이 증가하면 용접금속의 강도와 충격인성은 증가하고 연신율은 감소하였으며, 이는 AF의 분율이 증가하였기 때문으로 판단된다.

3) 본 연구에 사용된 용접재료에서 파괴인성 값은 C함량이 높을수록 높게 나타났으며, 이는 파괴의 개시점이 될 수 있는 PF(G)와 FS의 크기와 분율이 작아졌기 때문으로 판단된다.

4) 따라서, 항복강도 460 MPa급 강재의 용접금속에서 우수한 충격인성과 파괴인성을 동시에 얻기 위해서는 적정량까지의 C함량의 증가가 효과적인 것으로 판단된다.

5) 용접금속의 강도와 연신율, 파괴인성 등의 특성에 미치는 C의 영향은 Si 함량에도 밀접한 관계가 있는 것으로 판단된다.

Reference

1. M. Toyoda, N. Kiji, Y. Nakajima, T. Okada, Y. Nakanishi and K. Inose : Safety of Mega Container Ship Focusing on Brittle Crack Initiation and Arrest Behavior of Heavy Thickness Plate, Proceeding of OMAE 2008
2. Yajima Hiroshi : Lessons to Learn from Damage Examples of Welded Structures and Importance of Basic Technology, Journal of The Japan Welding Society, 81-3 (2012), 151-153 (in Japanese)
3. Fabrication and Testing of Offshore Structure, DNV-OS-C401 (2010)
4. Design of Offshore Steel Structures, General, DNV-OS-C101 (2011)
5. O. M. Akselsen, J. K. Solberg, O. Grong : Effects of martensite-austenite(M-A) islands on intercritical heat-affected zone toughness of low carbon microalloyed steels, Scandinavian journal of metallurgy, 17-5 (1988), 194-200
6. Y. K. Lee, J. N. Moon, S. H. Kim and C. H. Lee : Correlation Between M-A Constituents and Tensile Properties in the Intercritical Coarse Grained HAZ of an Ultra Low Carbon Steel, KWJS, 28-3 (2010), 99-103 (in Korean)
7. C. W. Yang, C. S. Kang, S. H. Hwang and K. I. Kim : The Effect of Silicon and Manganese on Mechanical Properties of Modelling Flux Cored Arc Welded Deposit, KWJS, 8-2 (1990), 27-38 (in Korean)
8. Y. T. Shin, S. W. Kang and M. H. Kim : Evaluation of Fracture Toughness and Microstructure on FCA Weldment According to Heat Input, KWJS, 26-3 (2008), 51-60 (in Korean)
9. K. S. Bang : Effects of Manganese and Carbon on the HAZ Microstructural Evolution in Titanium Oxide Steel, KWJS, 22-2 (2004), 78-84 (in Korean)
10. S. W. Kang, M. H. Kim, Y. T. Shin and H. W. Lee : The Effect of Heat Input on Fracture Toughness in Submerged Arc Offshore Steel Weldments, Journal of the Society of Naval Architects of Korea, 41-6 (2004), 40-47
11. D. J. Abson and R. J. Pargeter : Factors Influencing As-deposited Strength, Microstructure and Toughness of Manual Metal and Arc welds Suitable for C-Mn Steel Fabrications, International Metal Reviews, 31 (1986), 141-194
12. R. A. Farrar and P. L. Harrison : Acicular Ferrite in Carbon Manganese Weld Metals: An overview, Journal of Materials Science, 22-11(1987), 3812-3820
13. M. G. Dawes : Fracture Control in High Yield Strength Weldments, Welding Research Supplement, 53 (1974), 369-378
14. H. J. Kim and B. Y. Kang : Microstructural Characteristics of Steel Weld metal, KWJS, 18-5 (2000), 25-32 (in Korean)