



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사 학위 청구논문

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



2016년 2월

부경대학교 대학원

금속공학과

허성화

공학석사 학위 청구논문

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

지도교수 강 창 룡

이 논문을 공학석사 학위 청구논문으로 제출함.

2016년 2월

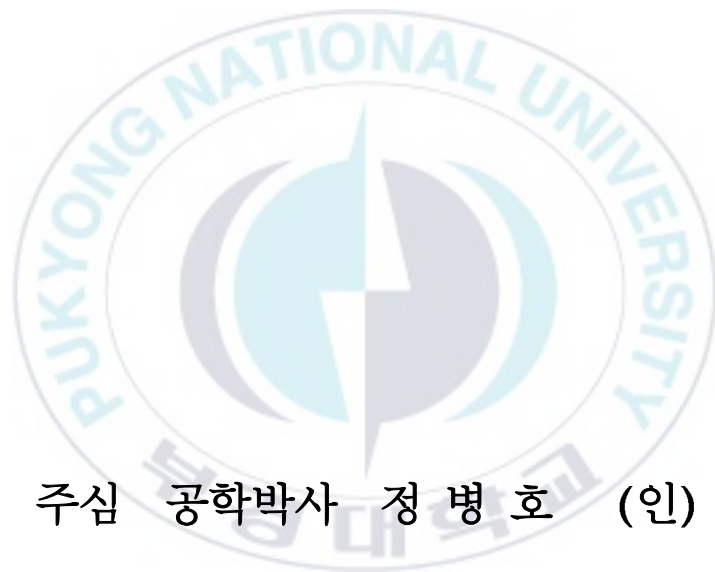
부경대학교 대학원

금 속 공 학 과

허 성 화

허성화의 공학석사 학위논문을 인준함

2016년 2월



주심 공학박사 정 병 호 (인)

부심 공학박사 강 창 룡 (인)

부심 공학박사 왕 제 필 (인)

목 차

Abstract	ii
1. 서론	1
2. 실험 방법	3
2.1 재료	3
2.2 용접	3
2.3 미세조직	4
2.4 충격시험	4
2.5 인장시험	4
2.6 CTOD시험	8
3. 실험결과 및 고찰	10
3.1 미세조직에 미치는 C의 영향	10
3.2 충격인성에 미치는 C의 영향	14
3.3 인장성질에 미치는 C의 영향	21
3.4 CTOD값에 미치는 C의 영향	22
4. 결론	27
참고문헌	29

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

Sung Hwa Heo

Department of Metallurgical Engineering, The Graduate School,
Pukyong National University

Abstract

The effect of alloy element on the mechanical properties, charpy impact value and fracture toughness was investigated in the weld metal of YS 460 MPa steels for ship and marine structure.

In addition, the weld metal characteristics, when the weldments were heat treated after welding according to class society rules or AWS code, were investigated for YS 460MPa steel and FH Gr. steel(for LPG cargo tank) applying the flux cored wire developed through those effects.

This paper has an purpose to study the effect of C on the toughness of YS 460 MPa FCAW(Flux cored are welding) 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.

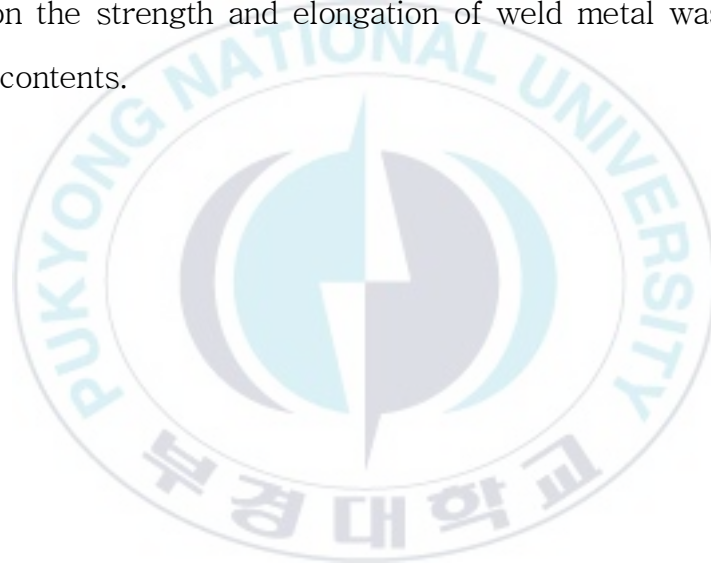
Increase of C content was helpful to increase Acicular Ferrite volume fraction and reduce Grain Boundary Ferrite and Ferrite Side Plate volume fraction by increasing super cooling rate for ferrite transformation.

Also, Increase of C content up to 0.045wt% made the strength and impact toughness higher by increasing Acicular Ferrite volume fraction.

The weld metal containing higher C content indicated higher CTOD value.

It is because the volume fraction of Grain Boundary Ferrite and Ferrite Side Plate, 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.



1. 서론

최근 조선 및 해양플랜트 산업분야의 구조물들은 사용상의 효율성 향상을 위해 대형화 되어가고 있고 이에 따라 이들 구조물에서 사용되는 강재도 고강도 및 극 후물화 되어가고 있다.

특히, 선박 중 컨테이너선의 경우 상갑판의 대부분이 열려 있는 선체 구조로 되어 있기 때문에 선체의 종 굽힘 강도를 확보하기 위해 해치코밍(Hatch coaming) 등과 같은 상부 구조에서는 고 강도/고 인성을 갖는 극 후판 강재들을 적용하고 있다. 뿐만 아니라 최근에는 물류 수송에 따른 에너지 절약 및 물류 이동의 효율성 향상을 위해 10,000 TEU(Twenty-foot Equivalent Unit) 이상의 초대형 컨테이너선의 발주가 증가하고 있어, 이러한 선박의 경량화 및 취성파괴에 대한 안정성 등을 고려하여 상부구조용 강재로 항복강도 YS 460MPa급을 적용 하려는 노력이 진행되고 있다¹⁻²⁾.

선급규칙에 의하면 YS 460MPa급 강재는 컨테이너 선박의 종 방향 구조 부재용 강재와 초 고장력강(Extra High Strength Steel)으로 분류되고 있으며, 또한 취성파괴에 대한 안정성을 강화하기 위해서는 기존의 연강 및 고장력강 보다도 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 Displacement)시험 등의 파괴인성 평가를 요구하는 등 더욱더 규정과 요구가 엄격해 지고 있다⁴⁾.

일반적으로 용접금속의 높은 강도와 인성을 얻기 위한 용접재료의 성능은 첨가되는 미세 합금원소에 크게 의존된다. 용접금속의 강도 향상에 매우 유효한 탄소(C)는 오스테나이트 안정화 원소로써 용접금속이 냉각될 때 일부 결정립계에 C의 농도가 높은(C rich)영역을 형성하게 되어 마르텐사이트 변태온도에 도달 되어도 페라이트 변태가 지연되게 되어 일부가 오스테나이트로 잔류하게 됨으로서 마르텐사이트와 오스테나이트 혼합상(MA상)을 형성 할 수 있다. 뿐만 아니라 탄소는 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 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

2.1 재료

1) 용접 재료

실험에 사용된 용접재료는 YS 460MPa급 강재의 용접에 적합하도록 미국용접협회(AWS) E81T1-K2C 규격에 해당하는 1.2mm 선경의 규소(Si) 함량이 다른 두 재료에서 각 탄소(C)의 함량을 달리한 4종류의 플럭스 코어드 와이어(Flux Cored Wire, FCW)로 제작하였다. 이와 같이 Si함량이 다른 두 가지 재료에서 탄소를 달리한 이유는 Si의 국부적 초석 페라이트 변태 촉진을 통하여 C의 함량이 높은 잔류오스테나이트를 유발시킴으로 인하여 MA상 변태를 촉진시키는 역할을 고려한 것이다⁷⁻⁸⁾. 4 종류의 용접재료로 용접한 용접금속의 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

2) 모재

용접시험에 사용된 모재의 강재는 제어압연냉각(TMCP)하여 제작된 두께 80mm의 선급용 EH47 강판을 사용 하였다. 또한, 강재의 화학조성을 Table 2에 나타내었다.

2.2 용접

용접 금속의 강도와 인성에 미치는 C의 영향을 조사하기 위한 용접은 최대의 입열량이 적용될 수 있는 수직상향자세로 용접을 진행하였다. 또한 이러한

용접에 적용된 세부 용접조건과 용접 이음부의 상세 형상을 Table 3과 Fig. 1에 각각 나타내었다.

2.3 미세조직 관찰

용접재료를 달리하여 용접한 용접부의 미세조직 변화는 광학현미경으로 관찰하였다.

2.4 충격시험

용접금속의 충격인성을 평가하기 위한 충격시험편은 먼저 선급규칙에 따라서 용접부에서 Fig. 1의 사진에서 나타낸 바와 같이 두 번째 용접부(2nd side)와 겹침 용접부인 Root부(Root area)에서 2mmV 노치를 갖는 샤르피형 충격시험으로 각각 제작하였다. 다음, 충격시험은 컨테이너선박에 대해 용접승인시험 시 요구되는 -20°C 에서부터 초 고장력강에 대해 요구하는 -60°C 사이의 여러 온도에서(-20 , -40 , -50 및 -60°C) 시험하였다. 또한 충격 인성은 3개씩 시험하여 평균하여 구하였다.

2.5 인장시험

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

중을 계산하는데 사용하였다.



Table 1 Chemical composition of weld metal(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(A)	Voltage(V)	Speed (CPM)	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

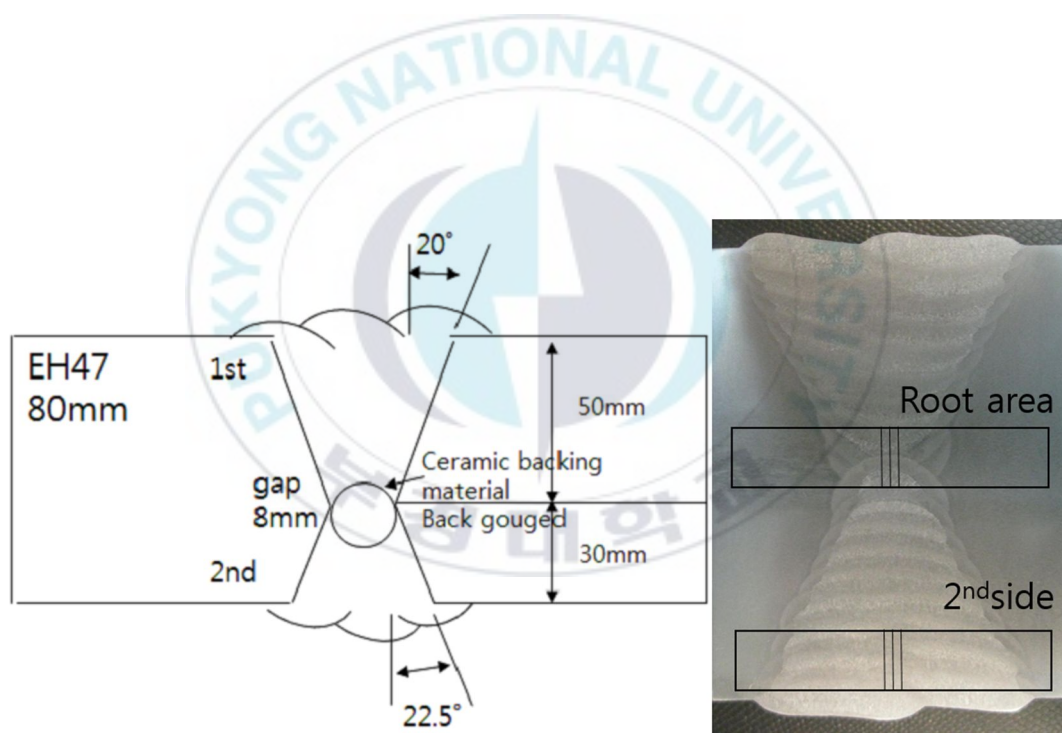


Fig. 1 Joint detail and Macro section of welds

2.6 CTOD 시험

CTOD시험을 위한 피로균열생성은 먼저 용접부에서 $a/W=0.5$ 를 기준으로 5mm까지 피로균열을 진전방향이 노치선단에서 10° 경계선을 벗어나지 않도록 하여 생성시켰다. 다음 용접금속의 파괴인성 평가는 BS7448을 따라서 노치의 위치는 용접금속의 중심부에 오도록 하였고, 노치 방향은 용접 진행방향을 따르도록 하여 제작한 다음 -10°C 에서 3점 굽힘 시험을 실시하여 측정하였다. 또한, CTOD시험에 사용된 시험편의 형상 및 크기를 Fig. 2에, 그리고 시험편 노치의 형상 및 크기를 Fig. 3에 각각 나타내었다.



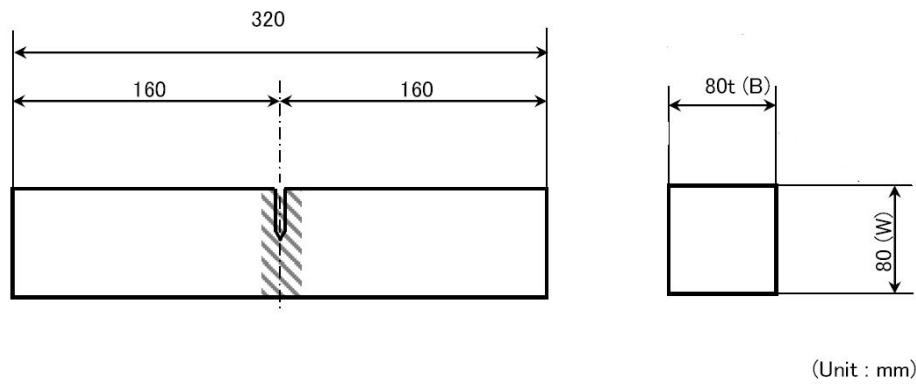


Fig. 2 Shape and size of CTOD specimen

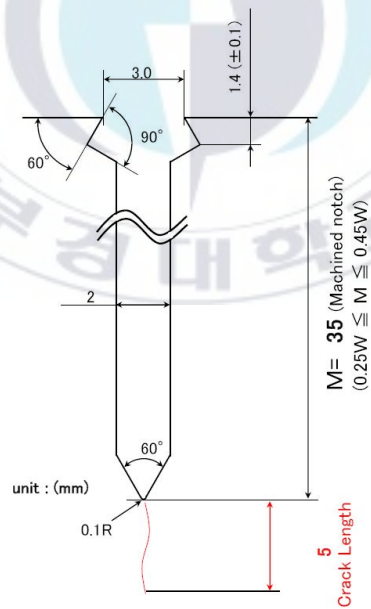


Fig. 3 Details of notch in CTOD specimen

3. 실험결과

3.1 미세조직에 미치는 C의 영향

Fig. 4은 Si의 함량이 0.25%인 용접금속에서 용접부의 미세조직에 미치는 C 함량의 영향을 조사하기 위하여 Si함량이 0.25%인 시료에서 C함량이 0.025% 및 0.045% 인 시료의 용접부 미세조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다.

Si의 함량이 0.25%에서 C의 함량이 0.025%인 시료의 사진 a)에서는 구 오스테나이트 결정입계(PAGB)에서 밴드형상으로 생성된 결정입계 페라이트(PF(G))와 결정입계의 측면으로 성장된 페라이트 사이드 플레이트(FS)가 잘 발달되어 있는 것을 알 수 있다. 또한, 결정입내에서는 미세한 침상 페라이트(AF)가 존재하는 것을 알 수 있다. 이에 반하여 C의 함량이 0.045%인 시료의 사진 b)에서는 C함량이 낮은 시료의 사진 a)에 비하여 페라이트 사이드 플레이트는 거의 관찰되지 않고 있으며, 또한 결정입계 페라이트의 양이 적고, 상대적으로 침상 페라이트의 양이 많은 것을 알 수 있다.

Fig. 5는 Si함량이 0.5%를 갖는 시료의 용접금속의 미세조직에 미치는 C함량의 영향을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다.

C가 0.035%를 갖는 시료인 사진 a)에서는 구 오스테나이트 결정입계에서 밴드형상으로 생성되고, 또한 성장되어 있는 결정입계 페라이트와 페라이트 사이트 플레이트 조직이 비교적 많이 생성되어 있는 것을 알 수 있다. 이에 반하여 0.045% C를 갖는 시료의 사진인 b)에서는 구 오스테나이트 결정입계에서 아주 소량의 결정입계 페라이트만이 생성되어 결정입계 페라이트의 생성이 억제되어

있으며, 페라이트 사이드 플레이트 조직은 거의 생성되어 있지 않고 있으며, 상대적으로 매우 높은 체적분율의 침상 페라이트 만이 관찰되고 있는 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터, Si함량에 관계없이 용접금속의 미세조직은 C함량이 높을수록 구 오스테나이트 결정입계로 부터 생성되는 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트 조직의 생성과 성장이 억제되고 있으며, 이에 기인되어 침상 페라이트의 체적분율이 높아지고 있는 것을 알 수 있다. 또한, 이러한 이유는 C함량의 증가에 따라 페라이트 변태에 필요한 과냉도가 높아지기 때문에 침상 페라이트의 변태가 촉진되고, 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트의 변태가 억제되기 때문이라 판단된다⁹⁾. 그러나, C함량의 증가에 의한 경화상의 생성은 관찰되지 않았다.

한편, 동일한 0.045%의 C함량을 가지는 용접금속에서 Si의 함량에 따른 미세조직의 변화를 살펴보면(Fig. 4의 b)와 Fig. 5 b)), Si 함량의 증가에 의한 초석 페라이트 변태 촉진 보다는 오히려 Si함량이 0.5%로 높은 시료에서 침상 페라이트의 체적분율이 높게 관찰되고 있는 것을 알 수 있다. 이는 산소와의 친화력이 상대적으로 높은 Si함량의 증가에 의해 용접재료에 첨가된 금속 Mn의 회수율이 높아져 용접금속의 Mn함량이 증가하였기 때문으로 판단된다^{7,9)}.

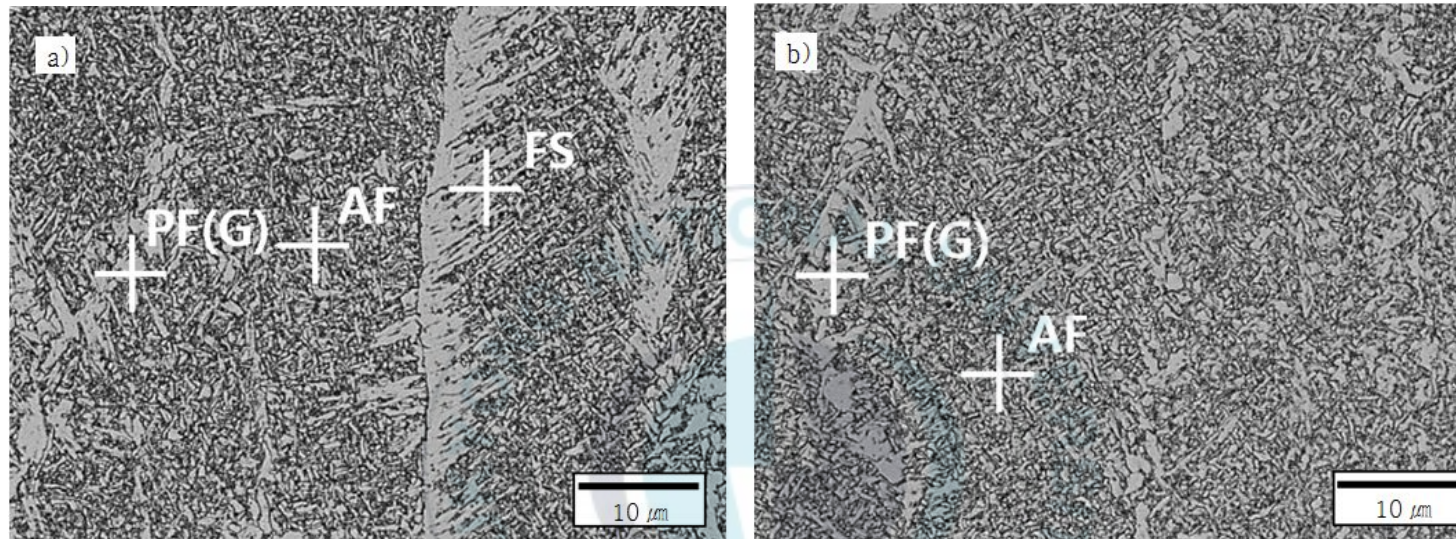


Fig. 4 Optical micrographs showing the effect of C contents on the microstructure of 0.25% Si weld metal

a) 0.025% C

b) 0.045% C

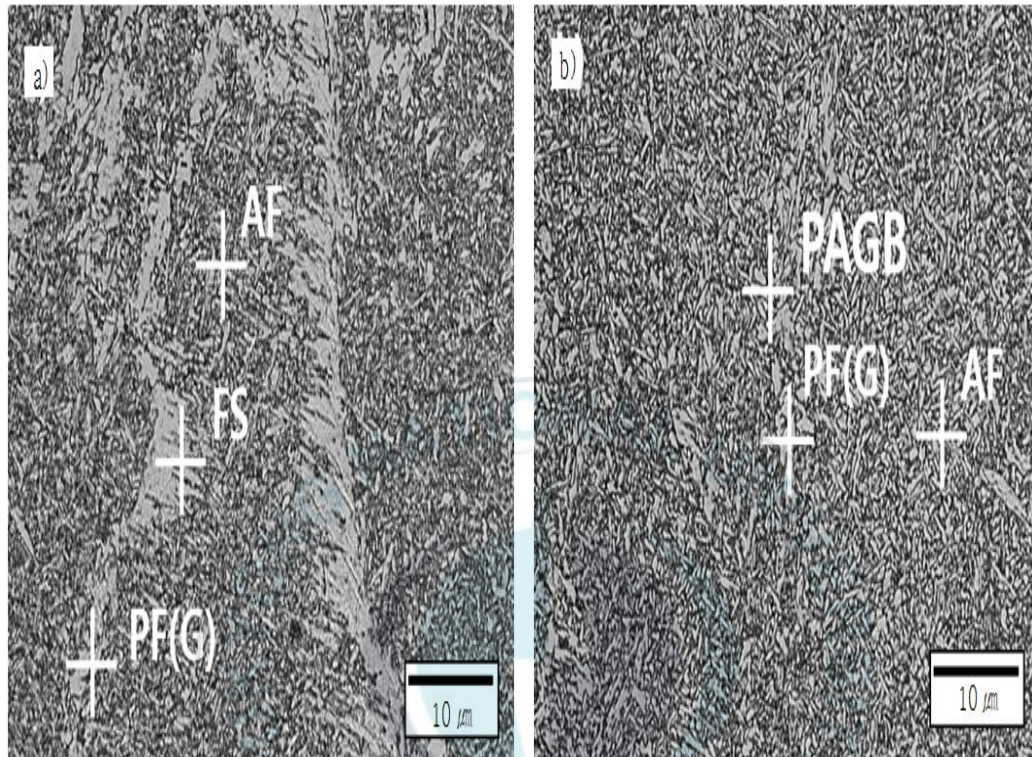


Fig. 5 Optical micrographs showing the effect of C contents on the microstructure of 0.5% Si weld metal

a) 0.035% C

b) 0.0045% C

3.2 충격인성에 미치는 C의 영향

이전의 실험 결과에서 Si함량이 다른 두 시료에서 C함량 변화에 따라 미세조직이 변화되고 있는 것을 알 수 있었다. 따라서 이러한 미세조직변화가 용접부의 충격인성에 영향을 미칠 것으로 판단되어 Si함량이 다른 두 시료에서 C의 함량 변화에 따른 충격인성 변화를 조사하였다.

Fig. 6은 0.25%의 Si함량을 갖는 용접금속의 Root부에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하기 위하여 C함량이 0.025% 및 0.045%로 각기 다른 두 시료의 용접금속 Root부 충격인성을 조사하여 나타낸 것이다.

시험 온도에 관계없이 모든 시험온도 범위에서 C의 함량이 0.025%인 시료의 용접금속의 충격인성보다도 C의 함량이 0.045%를 갖는 시료의 용접금속에서의 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 C의 함량이 높은 시료의 경우가 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 7은 0.25%의 Si함량을 갖는 용접금속의 2nd side에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하기 위하여 C함량이 0.025% 및 0.045%로 각기 다른 두 시료의 용접금속 2nd side부의 충격인성을 조사하여 나타낸 것이다. Root부에서와 마찬가지로 시험온도에 관계없이 모든 시험온도 범위에서 C의 함량이 높은 시료의 용접금속에서 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 역시 Si함량이 높은 시료에서도 C의 함량이 높은 시료의 경우가 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 8은 0.5%의 Si함량을 갖는 용접금속의 Root부에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하기 위하여 C함량이 0.035% 및 0.045%로 각기 다른 두 시료의 용접금속 Root부 충격인성을 조사하여 나타낸 것이다.

0.025% Si를 갖는 용접금속과 동일하게 시험온도에 관계없이 모든 시험온도 범위에서 C의 함량이 0.035%인 시료의 용접금속의 충격인성보다도 C의 함량이 0.045%를 갖는 시료의 용접금속에서의 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 역시 마찬가지로 C의 함량이 높은 시료의 경우가 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 9는 0.5%의 Si함량을 갖는 용접금속의 2nd side부에서 충격인성에 미치는 C함량의 영향을 조사하기 위하여 C함량이 0.035% 및 0.045%로 각기 다른 두 시료의 용접금속 Root부 충격인성을 조사하여 나타낸 것이다.

0.025% Si를 갖는 용접금속과 동일하게 시험 온도에 관계없이 모든 시험온도 범위에서 C의 함량이 0.035%인 시료의 용접금속의 충격인성보다도 C의 함량이 0.045%를 갖는 시료의 용접금속에서의 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 역시 마찬가지로 C의 함량이 높은 시료의 경우가 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터, Si의 함량에 관계없이 동일하게 C함량이 높은 용접금속의 충격인성이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 이러한 이유는 Fig. 4와 5의 미세조직결과로부터 알 수 있는 바와 같이 C함량이 증가하면 용접금속의 인성을 높이는 침상 페라이트의 변태가 촉진되어 양이 많아지고, 상대적으로 파괴 시 균열진전 경로로 작용하는 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트로의 변태가 억제되어 그 량이 적어지기 때문이라 판단된다¹⁰⁻¹²⁾.

한편, 저온영역에서 용접금속의 2nd side부 보다 Root부에서 용접금속 충격인성이 낮은 값을 나타내고 있는데 이는 기존의 연구에서는 Root부에서의 높은 정도와 강도를 원인으로 제시하기도 했지만¹³⁾, Root부는 모재의 희석량이 많고,

후행 용접에 의해 반복되는 열영향을 많이 받기 때문에 설계된 용접재료의 특성변화가 보다 많은 영향을 미쳤기 때문이라고 판단된다.



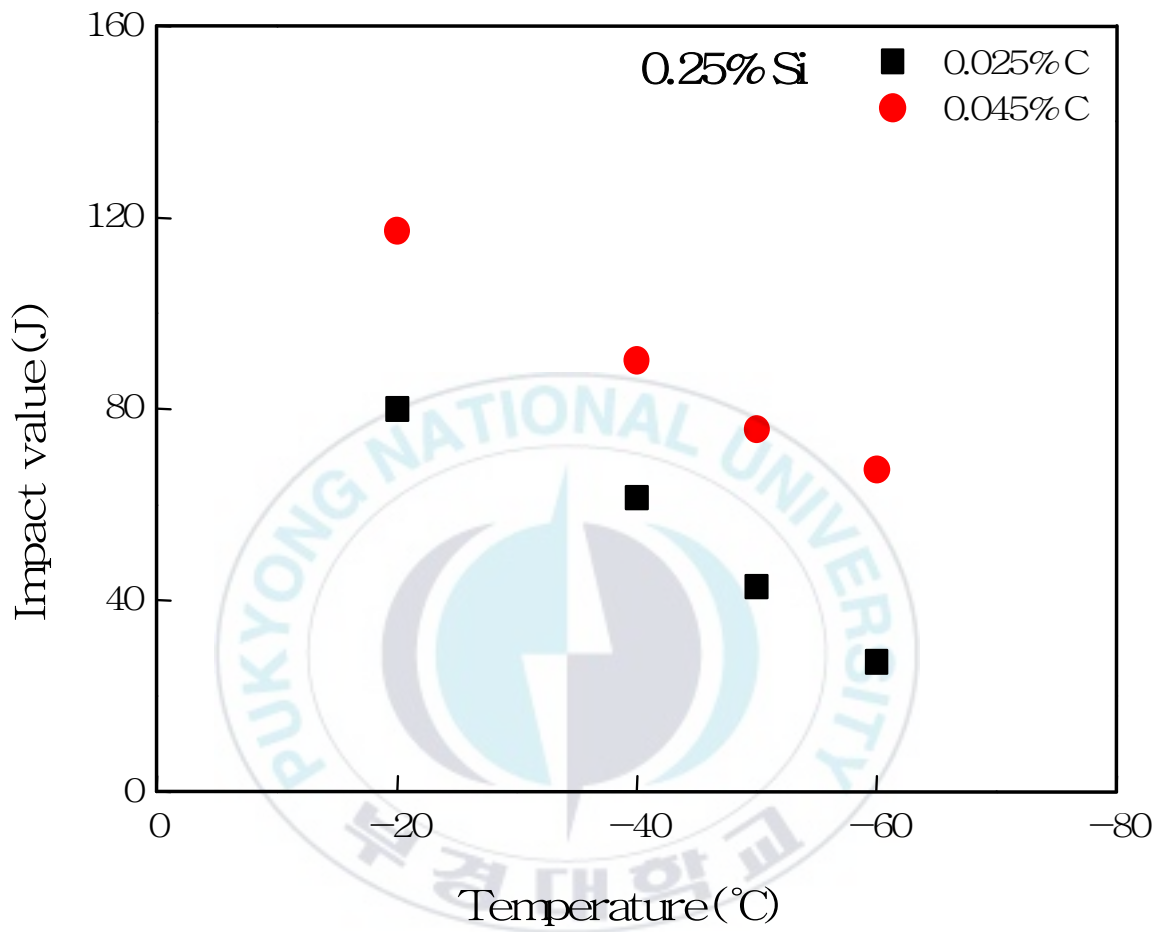


Fig. 6 Effect of C contents on the impact value at Root area of 0.25 % Si weld metal

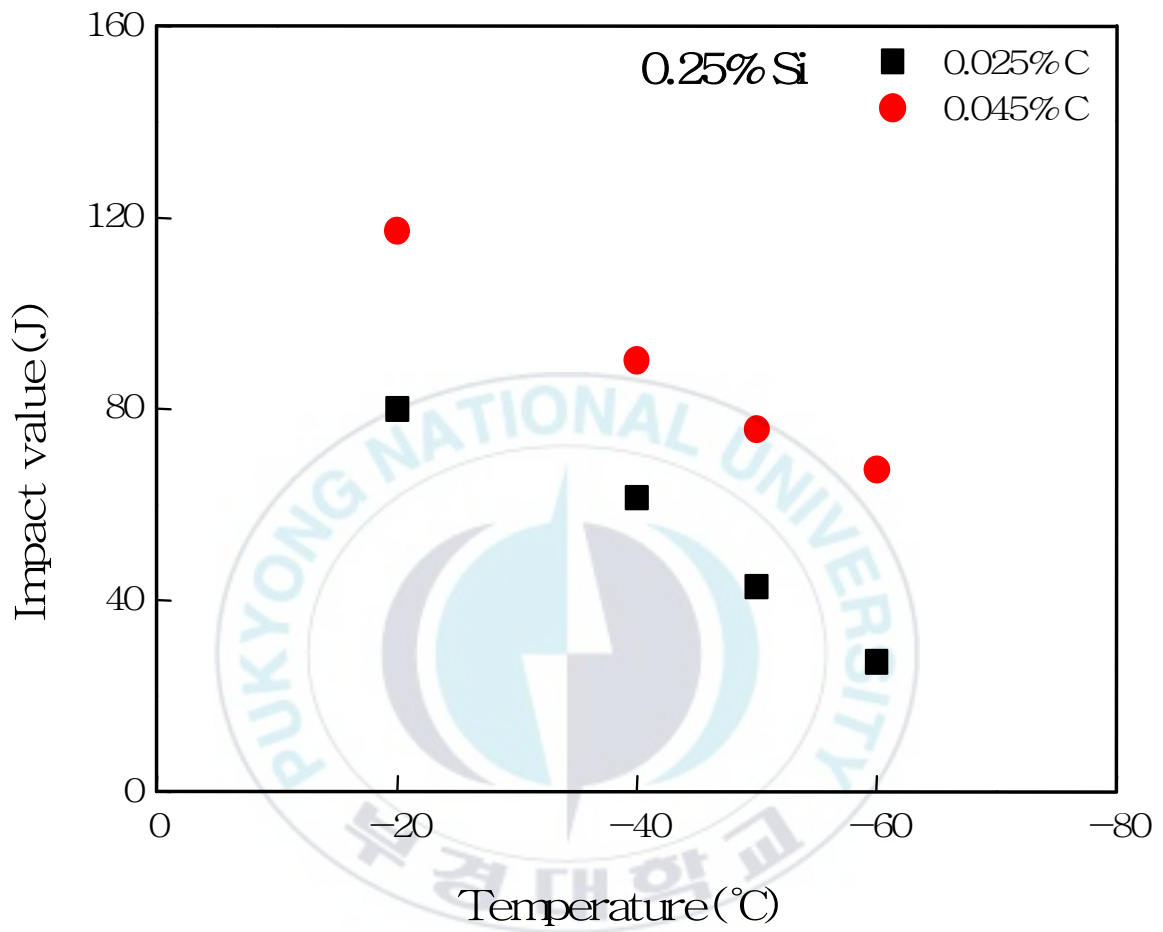


Fig. 7 Effect of C contents on the impact value at 2nd side of 0.25 % Si weld metal

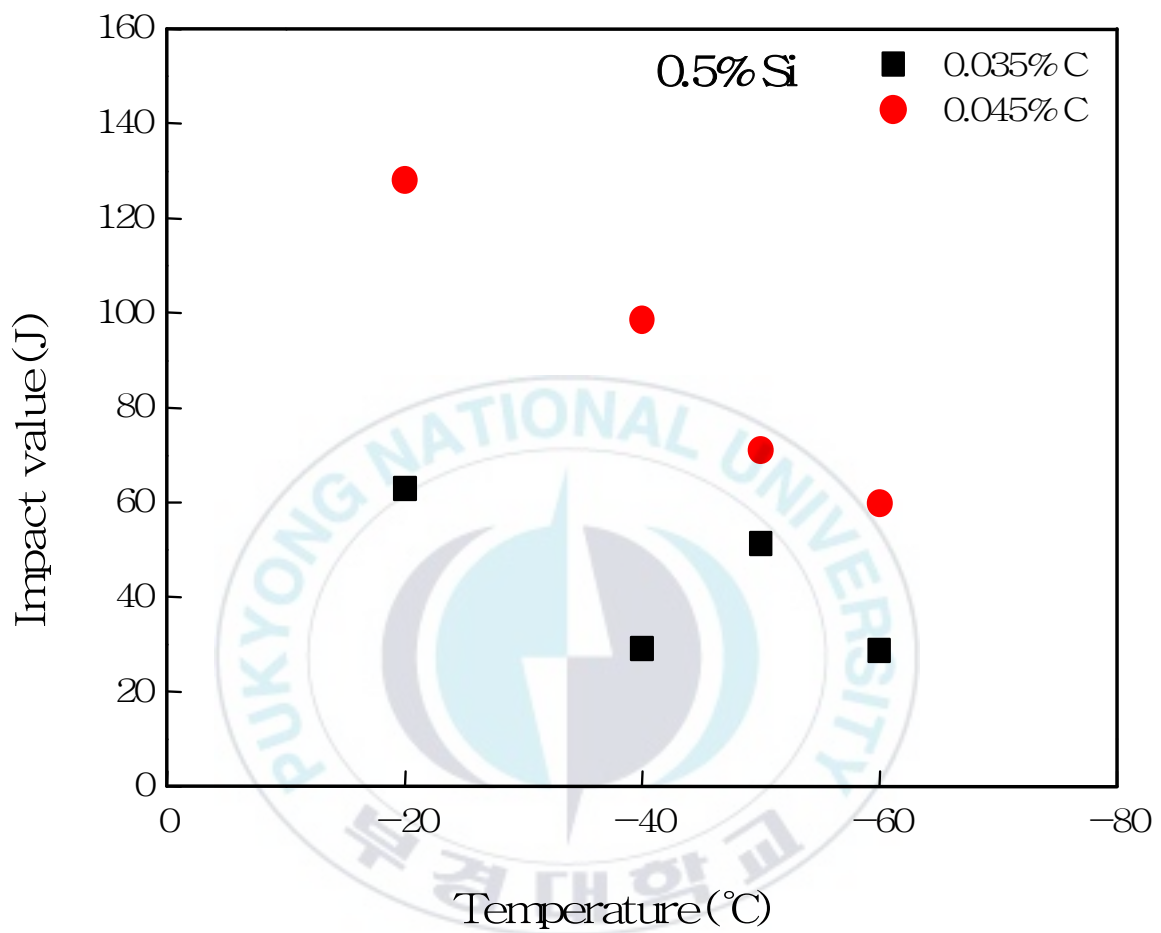


Fig. 8 Effect of C contents on the impact value at Root area of 0.5% Si weld metal

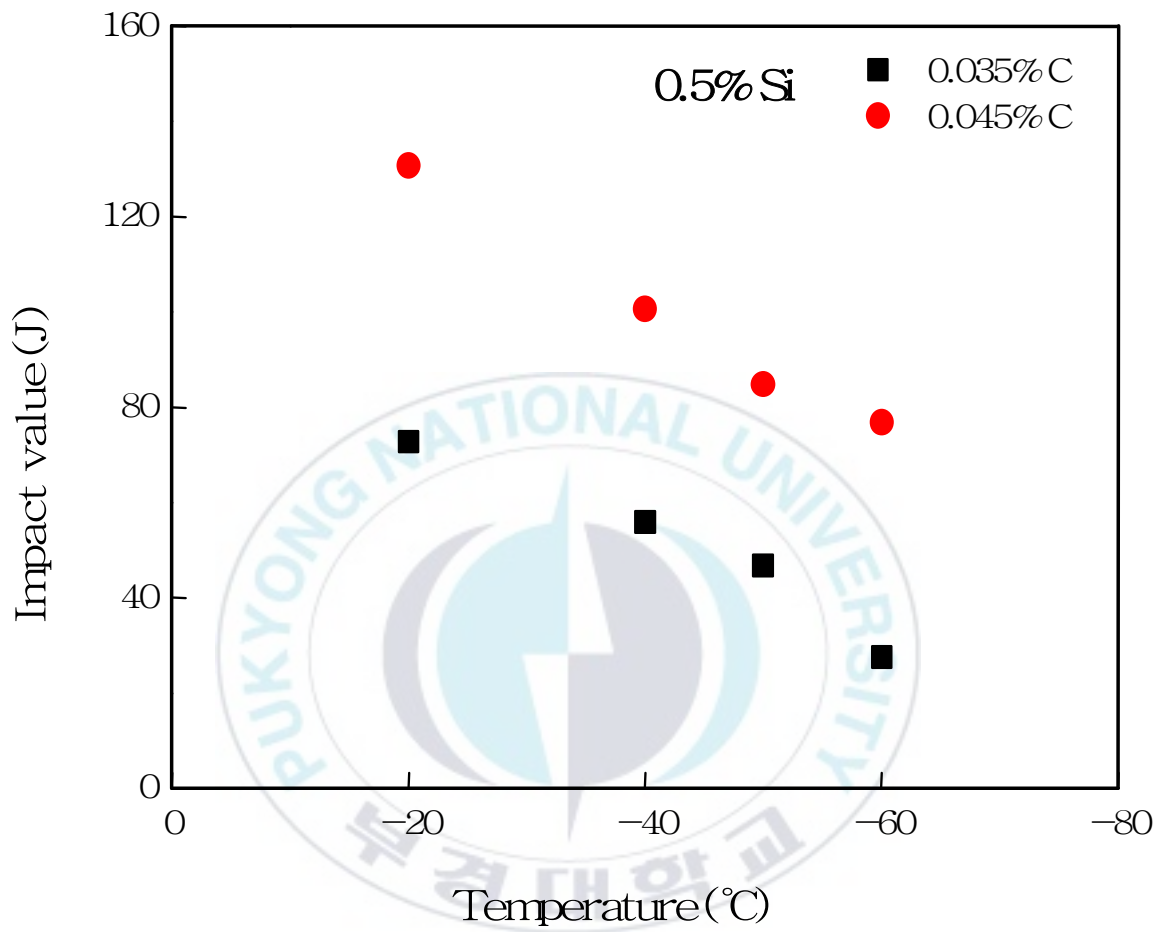


Fig. 9 Effect of C contents on the impact value at 2nd side of 0.5% Si weld metal

3.3 인장성질에 미치는 C의 영향

이전의 충격인성에 미치는 C의 영향을 연구한 결과로부터 Si함량에 관계없이 용접부의 충격인성은 C의 함량에 따라 변화되고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 C함량 변화는 용접부의 인장성질에도 영향을 미칠 것으로 판단되어 C함량 변화에 따른 인장성질 변화를 조사하였다.

Fig. 10은 Si의 함량이 다른 두 시료의 용접금속에서 용접부의 항복 및 인장강도(첫 번째와 두 번째 용접금속의 평균 값)에 미치는 C함량의 영향을 조사하기 위하여 Si함량이 0.25% 시료에서 C함량이 0.025% 및 0.045% 인 두 시료와 Si함량이 0.50% 인 시료에서 C함량이 0.035% 및 0.045% 인 두 시료의 용접부의 항복 및 인장강도를 조사하였다.

Si의 함량의 변화에 관계없이 동일하게 C의 함량이 많을수록 항복 및 인장강도가 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이와 같은 이유는 이전의 결과인 Fig. 4와 5에서 알 수 있는 바와 같이 C함량이 많을수록 전위의 밀도가 높은 침상 페라이트의 체적분율이 높아지고 있을 뿐만 아니라¹⁴⁾, 또한 이러한 조직은 C에 의한 고용강화 효과가 크기 때문이라 판단된다.

Fig. 11은 Si함량이 0.25% 및 0.50%로 다른 두 시료의 용접금속에서 용접부의 연신율(첫 번째와 두 번째 용접금속의 평균 값)에 미치는 C함량의 영향을 조사하기 위하여 Si함량이 0.25% 시료에서 C함량이 0.025% 및 0.045% 인 두 시료와 Si함량이 0.50% 인 시료에서 C함량이 0.035% 및 0.045% 인 두 시료의 용접부의 연신율을 조사하였다.

Si의 함량 변화에 관계없이 동일하게 C함량이 높을수록 연신율이 약간 낮게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 이유 역시 인장 및 항복강도에 영향을

미치는 침상 페라이트의 체적분율과 이 상에서 C의 큰 고용강화 효과에 기인한 것으로 판단된다.

또한 이상의 Fig. 10과 11의 두 결과로부터 C함량에 따른 강도와 연신율의 차이는 Si함량이 낮은 재료에서 보다 Si함량이 높은 재료에서 큰 차이는 아니지만 약간 크게 나타나고 있다. 이와 같은 이유는 Si가 국부적 초석 페라이트 변태 촉진하는데 기인되어 C함량이 많은 잔류 오스테나이트를 생성시켜 강도가 높은 마르텐사이트와 오스테나이트가 혼합하고 있는 상으로의 변태를 촉진하기 때문이라 판단된다.

3.4 CTOD 값에 미치는 C의 영향

이전의 실험결과에 의하면 용접금속의 미세조직은 Si함량 변화에 관계없이 첨가되는 C함량 변화에 따라 변화되고 있는 것을 알 수 있었다. 뿐만 아니라 이러한 C함량 변화에 따른 미세조직 변화에 기인되어 용접 금속의 충격 인성도 달라지고 있는 것을 알 수 있었고, 인장성질도 달라지고 있는 것을 알 수 있었다. 따라서 이러한 결과로부터 C함량 변화에 따른 미세조직 변화는 용접금속의 파괴인성(CTOD)에도 영향을 미칠 것으로 판단되어 C함량 변화에 따른 파괴인성 변화를 조사하였다.

Fig. 12는 Si함량이 다른 시료에서 용접금속의 파괴인성에 미치는 C의 영향을 조사하기 위하여 Si함량이 0.25%인 시료에서 C의 함량이 0.025% 및 0.045%를 갖는 두 시료와 Si함량이 0.5%인 시료에서 C의 함량이 0.035% 및 0.045%를 갖는 두 시료의 용접금속을 파괴인성 시험하였을 때 얻은 파괴인성 값을 조사하여 C함량에 대해 나타낸 것이다.

Si함량 변화에 관계없이 동일하게 C의 함량이 높을수록 파괴인성 값이 높게 나타나고 있는 것을 알 수 있다. 또한 이와 같은 이유는 일반적으로 이와 같은 소재의 용접금속을 파괴인성 시험할 때 파괴의 개시는 주로 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트 조직에서 일어나 파괴가 된다. 뿐만 아니라 이전의 미세조직결과로부터 C의 함량이 증가하면 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트 조직의 양이 적어지고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 C함량의 증가에 의해 파괴의 개시점이 될 수 있는 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트 조직의 크기와 체적분율이 감소하기 때문에 상대적으로 파괴가 일어날 확률이 낮아지기 때문이라 판단할 수 있다.

이상의 결과로부터, C의 함량이 증가하면 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 하는 조직이 형성이 용이하여 마르텐사이트와 오스테나이트가 함께 존재하는 상의 체적분율이 증가함으로서 파괴인성을 저하시킬 것이라 예상할 수 있지만, 이러한 예상과는 달리 오히려 C함량의 적정량까지의 증가는 파괴인성을 향상하기 때문에 적정량까지는 파괴인성을 향상하는데 유효한 원소라는 것을 알 수 있다.

한편, Si함량에 따라서도 파괴인성 값이 크게 변화하는 결과가 나타나고 있는데, 이는 Si가 용접금속의 미세조직에 영향을 미치기 때문이라 판단되지만 이에 대한 연구는 추가로 필요하다고 생각된다.

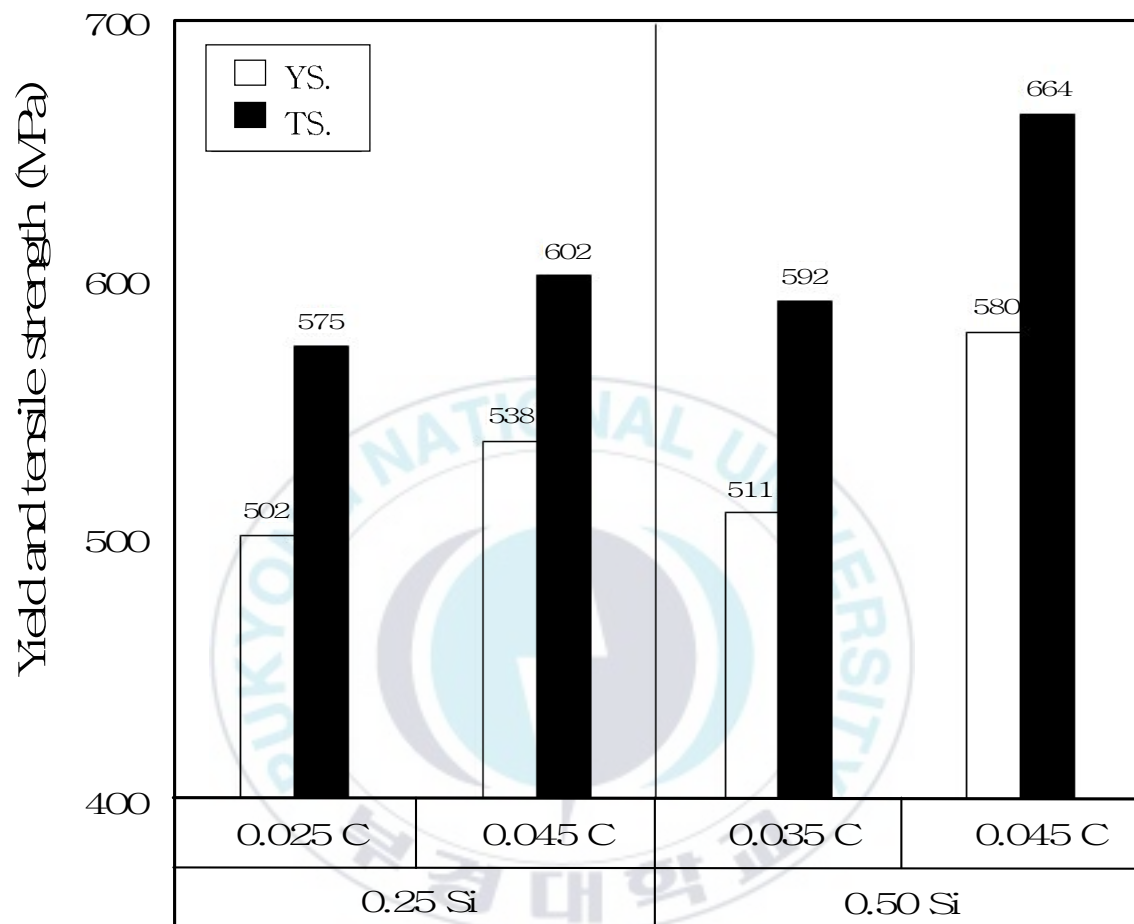


Fig. 10 Effect of C contents on the yield and tensile strength of weld metal

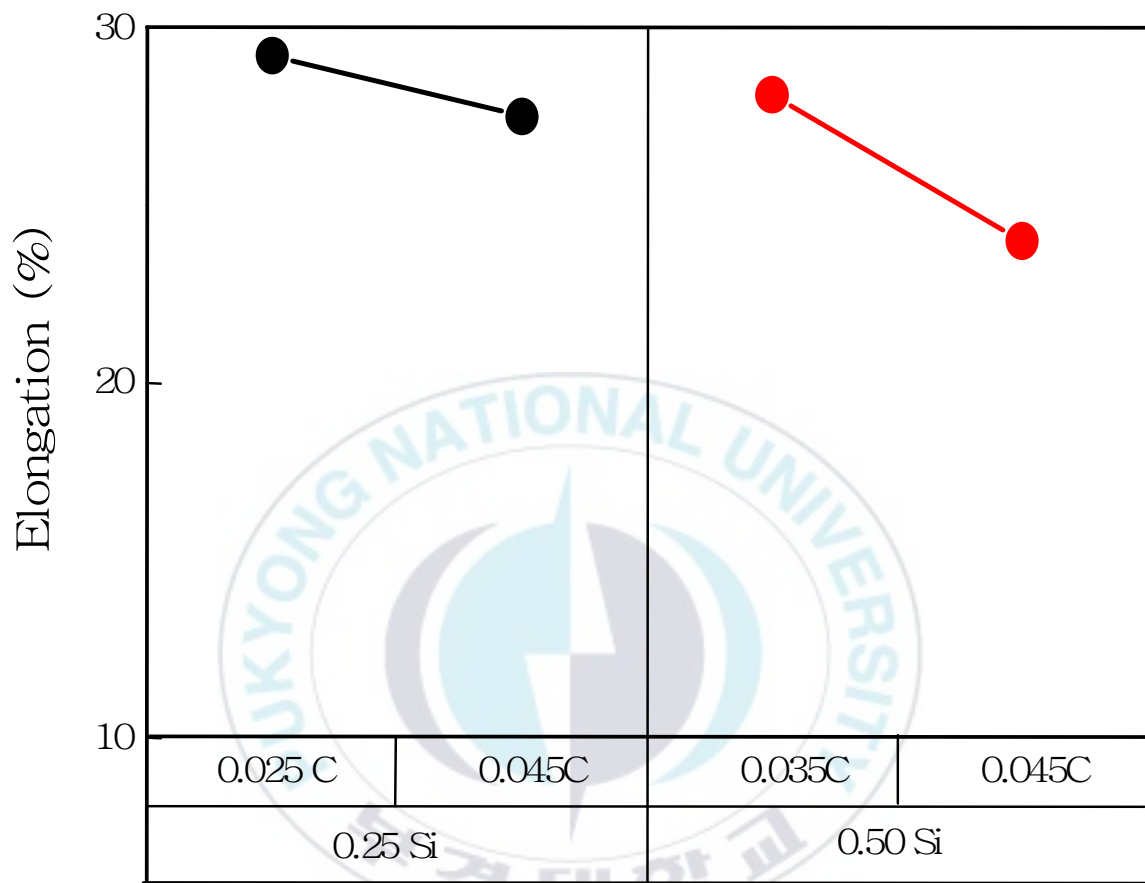


Fig. 11 Effect of C contents on the elongation of weld metal

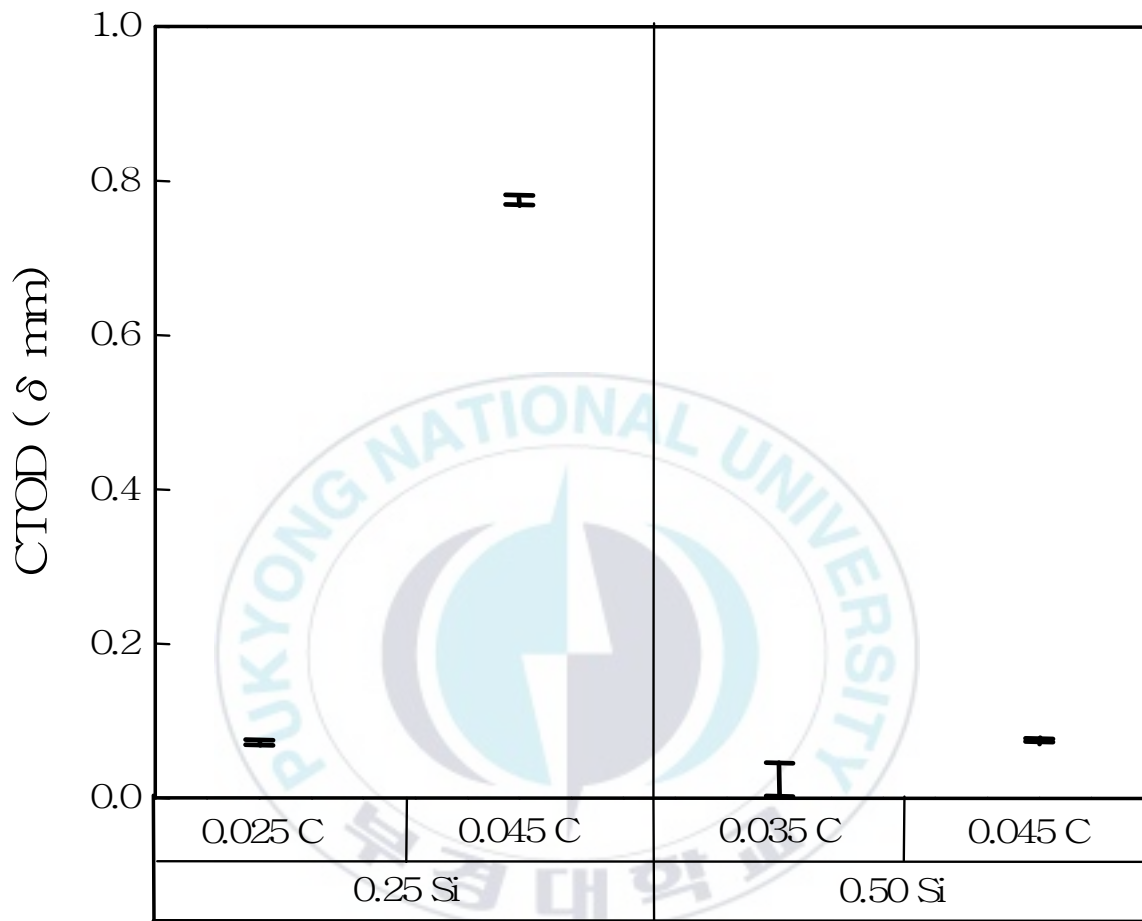


Fig. 12 Effect of C contents on the CTOD value of weld metal

4. 결 론

항복강도 YS 460MPa급 강재의 FCAW 용접금속의 충격인성 및 인장성질, 파괴인성에 미치는 C함량의 영향을 Si함량을 달리한 다음 여기에서 C의 함량을 달리하여 조사한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) C함량의 증가에 의한 경화상의 생성은 관찰되지 않았으며, 오히려 용접금속의 상변태에 필요한 과냉도의 증가에 의해 침상 페라이트의 체적의 분율은 증가하고, 상대적으로 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트 조직의 체적분율은 감소하였다.
- 2) C함량이 증가하면 용접금속의 강도와 충격인성은 증가하고 연신율은 감소하였으며, 이는 침상 페라이트의 체적분율이 증가하는데 기인되었다.
- 3) 파괴인성 값은 Si함량에 관계없이 C함량이 높을수록 높게 나타났으며, 이는 파괴의 개시점이 될 수 있는 결정입계 페라이트와 페라이트 사이드 플레이트 조직의 크기와 분율이 작아졌기 때문이었다.
- 4) 항복강도 YS 460MPa급 강재의 용접금속에서 우수한 충격인성과 파괴인성을 동시에 얻기 위해서는 적정량까지의 C함량의 증가가 효과적인 것으로 나타났다.

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



참 고 문 헌

1. M. Toyoda, N. Kiji, Y. Nakajima, T. Okada, Y. Nakanishi and K. Inose, Proceeding of OMAE (2008)
2. Yajima Hiroshi, Journal of The Japan Welding Society, 81, 3(2012), pp. 151-153
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, Scandinavian journal of metallurgy, 17, 5(1988), pp. 194-200
6. Y. K. Lee, J. N. Moon, S. H. Kim and C. H. Lee, Journal of KWJS, 28, 3(2010), pp. 99-103
7. C. W. Yang, C. S. Kang, S. H. Hwang and K. I. Kim, Journal of KWJS, 8, 2(1990), pp. 27-38
8. Y. T. Shin, S. W. Kang and M. H. Kim, Journal of KWJS, 26, 3(2008), pp. 51-60
9. K. S. Bang, Journal of KWJS, 22, 2(2004), pp. 78-84
10. S. W. Kang, M. H. Kim, Y. T. Shin and H. W. Lee, Journal of the Society of Naval Architects of Korea, 41, 6(2004), pp. 40-47
11. D. J. Abson and R. J. Pargeter, International Metal Reviews, 31 (1986), pp. 141-194
12. R. A. Farrar and P. L. Harrison, Journal of Materials Science, 22,

11(1987), pp. 3812-3820

13. M. G. Dawes, Welding Research Supplement, 53(1974), pp. 369-378

14. H. J. Kim and B. Y. Kang, Journal of KWJS, 18, 5(2000), pp. 565-572

