



저작자표시 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.
- 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.

- 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](#) 

공학석사학위논문

선급용 TMCP 강재의 대입열용접 열영향부
충격인성에 미치는 탄소 함량의 영향

Effect of carbon content on the impact toughness
of high-heat input HAZ of TMCP steel

울산대학교 대학원
중공업융합기술공학과
이상협

선급용 TMCP 강재의 대입열용접 열영향부
충격인성에 미치는 탄소 함량의 영향

지도교수 이정구

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함

2017년 12월

울산대학교 대학원
중공업융합기술공학과
이상협

이상협 의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 신 상 용 (인) 

심사위원 이 정 구 (인) 

심사위원 신 상 범 (인) 

울 산 대 학 교 대 학 원

2017년 12월

Abstract

In shipbuilding, it has been required to use thicker plates because container ships recently use to carry a large number of containers at one time. To enhance the productivity with thicker plates, the high heat input welding processes such as SAW and EGW are recommended rather than the low heat input FCAW process. To guarantee the impact toughness in heat affected zones (HAZs) when using the high heat input welding, it is strongly required to use alloy-designed TMCP steel containing Ti and V. However, more than 90% of the TMCP steel used in shipbuilding does not contain the micro-alloying elements, whose mechanical properties depend on the carbon content. Therefore, for applying the high heat input welding to this steel, it is important to evaluate the weldability of the steel according to the carbon contents.

In this study, the effects of carbon contents on impact toughness in TMCP steel HAZs were investigated for high heat input welding. Three kinds of steel plates with different carbon contents were prepared and each plate was welded by eletrogas welding. Evaluation of impact toughness was carried out with Charpy impact notch test. Metallographic analysis was conducted to examine the relationship between microstructure and impact toughness. The results showed that the increased carbon content enhanced the hardenability of the steel, thereby increasing a volume fraction of bainitic ferrite, widmanstätten ferrite, pearlite, and martensite-austenite (MA) constituents in the HAZ. This microstructural feature in the HAZ had a negative effect on the impact toughness and in particular, the impact toughness was deteriorated by the coarse pearlite structure with a large amount of MA constituents. In this case, the MA constituents were acted as crack initiation sites and the cracks were propagated easily along the coarse pearlite regions. By reducing the Ac3 temperature of the steel, furthermore, the increased carbon content increased the width of the CGHAZ, which is detrimental to the impact toughness. These results reveal that the carbon contents in TMCP steel should be limited to prevent the formation of pearlite and MA constituents in the HAZ during high heat input welding.

List of Figures

- Fig. 2-1. Schematic Diagrams of Thermo-Mechanical and Conventional Processes
- Fig. 2-2. Schematic diagram of Electro Gas Welding Process
- Fig. 2-3. Heat Affected Zone
- Fig. 3-1. Welding joint detail
- Fig. 3-2. Shape and dimensions of the tensile test specimen
- Fig. 3-3. Shape and dimensions of the Charpy impact test specimen
- Fig. 3-4. Notch location of Charpy impact test specimen
- Fig. 4-1. OM micrographs of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15
- Fig. 4-2. Variation of Charpy absorbed energy of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15 steels in the temperature range from -120°C to -40°C
- Fig. 4-3. MACRO specimen (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15
- Fig. 4-4 Microstructure of EGW HAZ
- Fig. 4-5. Optical micrographs of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15
- Fig. 4-6. Optical Micrographs of EG-C07 Fusion Line
- Fig. 4-7. Optical Micrographs of EG-C11 Fusion Line
- Fig. 4-8. Optical Micrographs of EG-C15 Fusion Line
- Fig. 4-9 Volume fraction of Fusion Line
- Fig. 4-10. Optical Micrographs of (a)EG-C07, (b)EG-C11, (c)EG-C15 at Fusion Line +1mm
- Fig. 4-11. Optical Micrograph of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15 at Fusion Line + 2mm
- Fig. 4-13. Optical Micrograph of Martensite-Austenite constituents
- Fig. 4-14. Volune fraction of Martensite-Austenite constituents at Fusion Line +2mm
- Fig. 4-15. HAZ Length analysis
- Fig. 4-16. Fe-C Phase diagram
- Fig. 5-1. Vickers Hardness of Steel HAZ
- Fig. 5-2. Tensile test results of each condition
- Fig. 5-3. Variation of Charpy absorbed energy at 0°C and -20°C
- Fig. 5-4. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C07 fusion line specimen
- Fig. 5-5. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C11 fusion line specimen

Fig. 5-6. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C15 fusion line specimen

Fig. 5-7. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C07 fusion line specimen

Fig. 5-8. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C11 fusion line specimen

Fig. 5-9. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C15 fusion line specimen

Fig. 5-10. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the fracture toughness fractured at 0C for the EG-C07 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line)

Fig. 5-11. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the fracture toughness fractured at 0C for the EG-C11 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line)

Fig. 5-12. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the fracture toughness fractured at 0C for the EG-C15 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line)

Fig. 5-13. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the fracture toughness fractured at 0C for the EG-C07 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line+2mm)

Fig. 5-14. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the fracture toughness fractured at 0C for the EG-C11 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line+2mm)

Fig. 5-15. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the fracture toughness fractured at 0C for the EG-C15 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line+2mm)

Fig. 5-16 Relationship between Charpy absorbed energy at 0,-20C and volume fraction of BF, WSF region

Fig. 5-17 Coarsened pearlite and cross section analysis(EG-C15)

Fig. 5-18 Fractographs of Charpy impact specimen(EG-C15, MA constituents)

List of Tables

Table 2-1. Characteristic of heat affected zone

Table 2-2. Summary of two types of M-A constituents

Table 3-1. Base Metal Chemical Composition

Table 3-2. EGW Welding Condition

Table 4-1. Average grain size of each condition

Table 4-2. Charpy impact properties

Table. 4-3. HAZ Length analysis

Table. 5-1. Tensile test results

Table. 5-2 Fusion line grain size

목 차

제 1 장 서 론

1.1 연구 배경 -----	10
1.2 연구 목적 -----	11

제 2 장 이론적 배경 및 목적

2.1 TMCP (Thermo Mechanical Control Processing) Steel

2.1.1 특징 및 제조원리 -----	12
2.1.2 합금성분 특성 -----	13

2.2 EGW (Electro Gas Welding)

2.2.1 EGW의 원리 및 특징 -----	15
--------------------------	----

2.3 HAZ의 미세조직

2.3.1 HAZ 미세조직의 분류-----	16
2.3.2 Martensite-Austenite constituent-----	17

2.4 탄소당량 (Carbon Equivalent : C_{eq}) -----17

제 3 장 실험방법

3.1 사용재료 -----	22
3.2 용접기기 및 용접조건 -----	22
3.3 미세조직 분석 -----	22
3.4 인장 시험 및 경도 측정 -----	23
3.5 샤르피 충격 시험 -----	24

제 4 장 HAZ 미세조직 형성에 미치는 탄소당량의 영향	
4.1 실험 결과	
4.1.1 모재 조직 및 기계적 특성분석-----	27
4.1.2 HAZ의 미세조직 -----	30
4.2 고 찰	
4.2.1 탄소당량과 HAZ미세조직의 상관관계 -----	44
제 5 장 HAZ 미세조직과 기계적 특성의 상관관계	
5.1 실험 결과	
5.1.1 경도, 인장 특성-----	48
5.1.2 샤르피 충격 특성 -----	51
5.1.3 파괴전파 기구 특성-----	60
5.2 고 찰	
5.2.1 HAZ 미세조직과 기계적 특성의 상관관계 -----	67
제 6 장 결 론 -----	70

제 1 장 서 론

1.1 연구배경

최근 선박의 대형화, 특히 컨테이너선이 과거에는 4000TEU(Twenty Equivalent Unit: 이하 TEU) 크기였으나, 8000TEU, 12000TEU 최근에는 20000TEU로 크기가 대형화됨에 따라 사용강재의 고강도화 및 강재가 극후판화되고 있다. 극후판강재의 적용은 용접 공수의 증가가 요구되어 용접 생산성의 저하를 초래한다. 극후판강재의 용접 생산성 향상을 위하여 대입열 용접의 적용이 불가피하며, 이를 위하여 대입열 용접공정의 적용은 물론 선급용 강재 및 용접재료의 대입열 용접부 성능 향상이 요구되고 있다.

그러나 대입열 용접을 적용하면 강재의 용접열영향부 중 특히 용융선 근처의 결정립 조대화 및 취약한 미세조직 형성으로 대입열용접부의 인성이 크게 저하하고 모재에 가까운 용접열영향부에서는 연화현상이 일어나 용접부의 강도가 저하되는 문제점이 있다. 이러한 대입열용접부의 문제점을 해결하기 위하여 철강제조사들은 대입열 용접열영향부의 미세조직 제어에 관한 연구가 진행되고 있다. [1-7]

대입열 강재에 관한 연구로서 결정립 조대화를 방지하기 위하여 다양한 방향으로 연구가 진행되고 있는데, 크게는 총 2가지로 나눌 수 있다. 첫번째는 결정립 성장에 대하여 Pinning 효과를 주어 조직을 미세화 시키는 개념으로 주로 일부 질화물 및 탄화물을 사용하여 이러한 효과를 기대하여 강재를 제작하고 있고, 대표적인 합금으로는 TiN등이 있다. 두번째 개념은 결정립 내부에 미세한 조직을 형성시켜 인성을 향상시키는 방법이다. 이 개념 또한 강재 합금성분에 대하여 O, N, S등을 첨가시켜 복합산화물 및 질화물을 생성시켜 입내 미세조직의 핵생성 자리로 만드는 것이다. 하지만 일부 미세합금 조절을 통한 대입열 강재의 용접부 인성향상은 한계가 있으며, 대입열 용접이 적용되는 강재(고강도, 후물화)의 경우 용접성 향상을 위해 탄소당량을 줄이기 위한 강재 연구가 필요하다.[8-17]. 또한 강재의 탄소함량과 같이 성분을 제어 하여 연구한 조건의 경우 대입열 조건이 아닌 저입열 조건에서 주로 연구되었고, 대입열이 적용되는 강재의 탄소함량에 대한 연구는 부족한 상황이다.

한편, 선박제조에 있어서 다양한 강재가 사용되고 있지만, 적용되는 강재의 90%이상은 0도 이상 용접부 인성이 요구되는 미량합금이 없는 일반강재(A~DH36)로서 탄소함량에 따라 물성이 결정된다. 그리하여 대입열에 적용되는 강재를 평가하기 위해서는 탄소함량

에 따른 용접성 평가를 하는 것이 중요하다.

1.2 연구목적

본 연구에서는 대입열 용접장비인 EGW를 이용하여 서로 다른 탄소함량을 갖는 TMCP 강재의 용접부 평가를 진행하였다. 탄소 함량에 따른 조직의 변태 거동 및 형태학적인 특징에 대해서도 체계적으로 분석하고자 하였고, 이러한 미세조직학적 특징을 이해하여 각 조직의 특성이 물성에 어떠한 영향을 미치는지에 대해서도 이해하고자 하였다.

제 2 장 이론적 배경 및 목적

2.1 TMCP Steel

2.1.1 특징 및 제조원리

TMCP강이란 Thermo mechanical control process의 약자로 가공열처리, 열가공제어법이라고 한다. 그림 2-1과 같이 열간압연 공정에서 non-recrystallization 영역에서 Austenite 결정립을 미세하게 제어하여 상온에서의 강의 조직을 미세하게 하는 제어압연공정 (Controlled rolling process)과 열간압연 직후 A_{r3} 온도부근에서 약 500°C 까지 강재를 약 10°C/sec 급속냉각 시켜서 상온에서의 조직이 martensite나 bainite와 같은 저온 변태 조직들을 많이 생성되게 하는 가속 냉각공정(Accelerated cooling process)을 복합적으로 이용하는 방법으로 TMCP강을 제조하고 있다. 이에 대한 특성은 저온변태조직을 이용한 강재의 고강도화, 결정립의 미세화를 통한 고인성화, 저탄소당량을 이용한 용접성 향상 등을 들 수 있다.[18-19]

1) 제어압연

약 950°C- A_{r3} 온도 영역 즉 미 재결정온도 영역에서 섬유상의 압연된 γ 결정입계 및 입내에 deformation band(변형대)를 생성시켜 γ 조직이 α 조직으로 변태할 때, α 결정핵의 생성기지를 많이 제공하여 결정립을 더욱 미세화시키는 미 재결정 영역에서의 압연으로 구성되어 있다.

2) 가속 냉각 공정

제어압연 후 A_{r3} -약 500°C 온도영역 사이를 냉각수를 이용하여 Laminar flow(water) type이나 Mist cooling type으로 약 10°C/sec로 가속 냉각시켜 생성되는 ferrite 결정립 크기를 더욱 미세화 시킨다. 이때 얻어지는 결정립도는 ASTM G. No 10-12. 취성온도는 약 -70°C 정도이다.

2.1.2 용접 특성

1) 저 탄소당량

장점: 용접 시 저온균열감수성의 저하로 용접예열온도를 낮추거나 생략할 수 있다. 급냉 열 cycle에 대한 인성열화가 감소하기 때문에 시공 시 선상가열냉각의 제약조건

이 완화된다.

단점: 대입열 용접시 HAZ의 연화로 대입열 용접의 사용에 제약이 가해진다. 모재의 희석에 의한 용접금속의 강도저하로 Flux나 Wire의 성분 중 합금 성분량을 증가시켜야 한다.

2) 제어압연과 제어 가속냉각

장점: 인성향상으로 인해 대입열 용접 시 입열 제한이 완화된다.

단점: 강재 내부 응력의 불균일로 인하여 가스 절단 및 용접 시에 변형이 발생한다.

3) 판 두께 방향의 강도 특성이 우수하여 Lamellar tear방지에 유효하다.

4) 파괴인성이 우수하여 취성 균열전파의 정지능이 양호하다.

2.1.3 합금성분 특성

TMCP강의 경우 기본적으로 C, Si, Mn, P, S, Ni, Ti 등이 첨가된 조성을 가지고 있다. 이들 합금 성분의 일반적인 특성은 다음과 같다.[20]

C - 탄소는 강의 강도 향상에 가장 효과적이고 중요한 원소로서, 오스테나이트에 고용하여 퀴칭 열처리 시 마르텐사이트 조직을 형성시키게 한다. 탄소량의 증가와 함께 퀴칭 경도를 향상시키지만 퀴칭 시 변형유발가능성을 크게 한다. Fe, Cr, Mo, V 등의 원소와 화합하여 탄화물을 형성함으로써 강도 및 경도를 향상시킨다.

Si - 강 속의 Si는 선철과 탈산제에서 잔류되는 것으로 SiO_2 와 같은 화합물을 형성하지 않는 한 페라이트 속에 고용되므로 탄소강의 기계적 성질에는 큰 영향을 끼치지 않는다. 또한 4.5% 첨가량까지는 강도를 향상시키지만 2% 이상 첨가 시에는 인성을 저하시키고 소성 가공성을 해치므로 첨가량에 한계가 있다.

Mn - 탄소강에는 보통 0.35% ~ 1.0% 정도의 Mn이 함유되어 있다. 이 Mn의 일부는 강 속에 고용되며, 나머지는 강 속에 함유되어 있는 S와 결합하여 비금속 개재물인 MnS를 결정립내에 형성하는데, 이 MnS는 연성이 있어서 소성 가공 시에 가공방향으로 길게 연신된다. 그러나 MnS를 형성함으로써 강속의 S의 양이 감소되므로 결정립계에 형성되는

취약하고 저융점화합물인 FeS의 형성을 억제시킨다. 한편 Mn에 의해서 펄라이트가 미세해지고, 페라이트를 고용강화 시킴으로써 탄소강의 항복강도를 향상시킨다. 또한 퀴칭 시경화 깊이를 증가시키지만, 많은 양이 함유되어 있을 때에는 퀴칭균열이나 변형을 유발시킨다.

P - 강 속에 균일하게 분포되어 있으면 별 문제가 없으나, 보통 Fe₃P의 화합물을 형성한다. 이 화합물은 취약하고 편석된 상태로 있어 풀림처리를 하여도 균질화 되지 않고 단조, 압연 등의 가공을 하면 길게 늘어난다. 충격인성을 저하시키고, 템퍼링 취성을 촉진하며 일반적으로는 불순물로서 간주된다.

S - 강속에 함유되어 있는 S는 보통 Mn과 결합하여 MnS 개재물을 형성한다. 그러나 강내의 Mn 양이 충분하지 못할 때에는 Fe와 결합하여 FeS를 형성하기도 하는데, 일반적으로 FeS는 결정립계에 그물모양으로 석출되어 있다. 이 FeS는 취약하고 용융점이 낮기 때문에 열간 및 냉간 가공시에 균열을 일으킬 수 있다. 따라서 해로운 FeS 개재물 형성을 피하기 위해서는 Mn:S비를 보통 5:1로 하고 있다.

Ti - Ti는 O, N, C, S 및 H등 어느 원소와도 강한 친화력을 나타내고, 특히 탈산, 탈질 및 탈유에 흔히 사용된다. 탄화물 형성능도 Cr보다 강하고, 결정립을 미세화 시키기 때문에 스테인리스강이나 절삭공구강의 개량에 이용된다.

Ni - Ni은 강의 조직을 미세화시키고, 오스테나이트나 페라이트에도 고용이 잘되므로 기지를 강화시킨다. Ni은 오스테나이트 안정화 원소이므로 Cr과의 조합으로 오스테나이트계 스테인리스강, 내열강을 형성한다. 강의 저온인성을 현저히 개선시키며 용접성, 가단성을 해치지 않는다.

2.2 EGW (Electro Gas Welding)

2.2.1 EGW의 원리 및 특징

Electro Gas Welding은 그림2-2와 같이 수직자세의 맞대기 이음부를 CO₂ 보호가스 분위기에서 Flux Cored Arc Welding을 적용하여 용접하는 방법으로 Flux Cored Arc Welding의 특수한 형태로 볼 수 있다. 즉, 이 용접 기법은 용탕을 보호하기 위하여 와이어에 함유된 슬래그가 아크 열에 의해 용융되어 용탕 표면과 비드 표면을 덮게 되어 동시에 보호가스로써 CO₂를 사용하여 이중으로 보호하게 된다. 그 분위기에서 와이어 가이드 노즐을 통하여 용접 와이어를 송급하여 아크를 발생시키게 되며, 이 아크 열에 의해 용접 와이어와 모재가 녹아 용융풀을 형성한다. 용접은 수직자세로 진행하며, 모재 표면에 용융 금속이 흘러내리지 않도록 수냉식 습동판을 설치하여 용접진행 속도에 맞도록 슬라이딩 되도록 설계되어 있다. 이면에는 표면과 동일하게 수냉식 습동판을 사용하는 경우도 있지만, 대부분의 작업장에서는 세라믹 백킹제를 부착시켜 용접하게 되며 용접이 완료된 후 제거하게 된다.

2.3 HAZ의 미세조직

2.3.1 HAZ 미세조직의 분류

용접은 접합부에 용접재료를 가열, 용융시켜 서로 다른 두 재료의 원자 결합을 재배열하여 금속학적으로 결합시키는 방법이다. 용접부의 경우 크게 위치에 따라 모재와 용접재료가 용융하여 완전히 혼합된 영역과 용접 금속인근의 모재가 용접과정에서 용접 입열에 의해 급열, 급냉되면서 미세조직과 기계적 성질이 변하는 영역인(Heat Affected Zone, HAZ)로 구분 할 수 있다.

HAZ의 용접 열사이클에 의하여 여러 개의 세부구역으로 구분되며 이러한 세부구역은 각각 다른 미세조직과 기계적 성질을 가지고 있다. HAZ부의 조직의 종류 및 영역의 크기에 영향을 미치는 인자는 용접 열사이클 이외에 모재의 열전도도, 화학 조성(탄소당량), 제조공정 등이 있고, HAZ 영역은 다음과 같이 구분되고, 금속학적 특징과 기계적 성질을 표 2-1에 정리하였다.[21-24]

1) 결정립 성장 구역

1200°C 이상의 가열영역으로 용융선과 인접한 부분일수록 오스테나이트 결정립이 조대화되며, 용접조건(입열량)등에 따라서 연성 저하 및 인성 열화가 일어나므로 용접균열 발생이 용이한 구역이다. 또한 탄소당량에 의해서 페라이트의 망상조직 혹은 저온 변태조직이 형성된다.

2) 결정립 미세화 구역

850~1000°C의 가열영역으로 A_3 변태온도 이상으로 가열되는 노멀라이징 열처리에 해당되므로 미세한 오스테나이트 결정립을 보인다. 결정립계는 페라이트의 핵생성을 촉진하며, 결정립 내부의 탄소가 많은 오스테나이트는 펄라이트로 변태한다.

3) 부분 변태 구역

700~850°C의 사이의 가열영역으로, 오스테나이트로의 부분적인 변태가 일어나며 변태되지 않는 나머지는 템퍼링 효과를 보인다. 이렇게 생성된 오스테나이트는 많은 탄소를 포함하며, 냉각속도에 따라 펄라이트, 베이나이트, 마르텐사이트 등으로 변태된다.

4) 구상화된 탄화물들의 구역

A_{c1} 보다 낮은 peak 온도를 갖는 영역으로 템퍼링 효과를 보인다. 이러한 템퍼링의 정도는 용융선으로부터 거리가 증가함에 따라 감소한다.

5) 조직 변화 없는 모재 구역

650°C 이하의 온도의 가열영역으로 조직의 변하는 없지만, C, N의 퀴칭 시효 및 변형 시효가 발생 할 수 있다.

2.3.2 M-A constituent

M-A는 마르텐사이트와 오스테나이트의 혼합구성물을 지칭하며, 오스테나이트가 페라이트와 시멘타이트로 분해하지 않고, 용접과 같은 급냉과정에 의해 마르텐사이트 변태를 유발하여 HAZ의 인성에 악영향을 끼치는 요인으로 알려져 있다. M-A의 생성과정은 2상 영역에서 형성된 오스테나이트가 비평형 성장을 하고 이때, C, Mn 등이 고르게 분포되지 않고 어느 한쪽으로 농축되는데 이 부분이 고온에서 페라이트로 분해되지 않고 저온영역까지 불안정한 상태로 잔류하다가 취약한 마르텐사이트로 변태되면서 생성된다.[00~00]

M-A는 마르텐사이트 변태 유형에 의해 크게 2가지 종류로 나눌 수 있다. 먼저, 마르텐사이트 변태가 슬립에 의해 유발되어 내부에 높은 밀도와 전위가 포함된 elongated 모양을 갖는 'Lath 마르텐사이트'와 트윈에 의해 변태되어 내부에 트윈면이 슬릿처럼 관찰되는 도상(massive)모양의 'Plate 마르텐사이트'가 있다. 같은 M-A라 하더라도 변태 유형에 따라 탄소 함량, 모양, 기계적 특성이 서로 다르며 HAZ인성에 미치는 영향이 다르다. 이와 같은 내용은 Table2-1 에 비교를 하였다.[25-39]

2.4 탄소당량(Carbon Equivalent : C_{eq})

모재에 함유된 화학성분을 이용하여 아래의 식(1)으로 탄소 당량(Carbon Equivalent : C_{eq}) 이 계산된다. 이 탄소당량은 국제선급협회(IACS)에서 규정을 따랐으며 모재가 가열 및 냉각될 때 표시하는 인자가 된다.

$$C_{eq}(\text{Carbon Equivalent}) = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 \text{ -----식(1)}$$

용접비드 아래에 생성된 저온균열 양상을 나타낸 그림 2-4와 같이 용접과정에서 급열 및

급냉될 때 탄소당량이 0.4이상의 모재인 경우 그림과 같이 용접비드 바로 밑에서 경화조직 생성 및 구속력에 의해 저온균열이 발생하며, 이때 확산속도가 빠른 수소가 첨가되면 균열발생은 더욱 용이해진다.

일반적으로, 탄소강의 용접부는 용융선 근방에서 최고경도를 나타내며, 최고경도는 주로 미세조직과 탄소량에 의해 결정된다. 열영향부 조직과 경도분포를 나타낸 그림2-4에서 보듯이 용융선 근방에는 급속냉각에 의해 경화조직인 마르텐사이트가 형성되며, 이 때의 경도는 마르텐사이트 내의 탄소량에 의하여 결정된다.

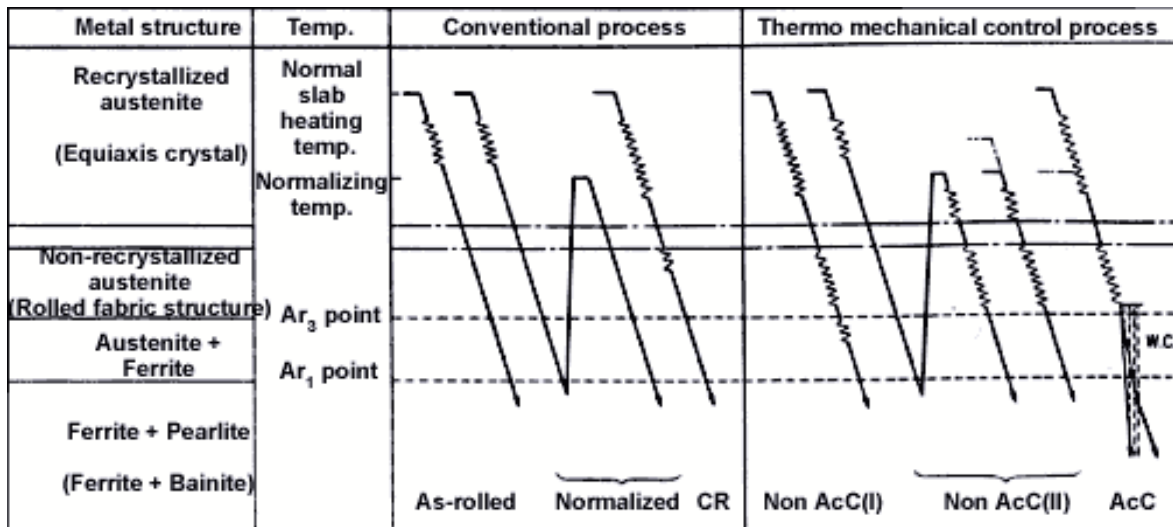


Fig. 2.1 Schematic diagram of Thermo-Mechanical and Conventional Processes

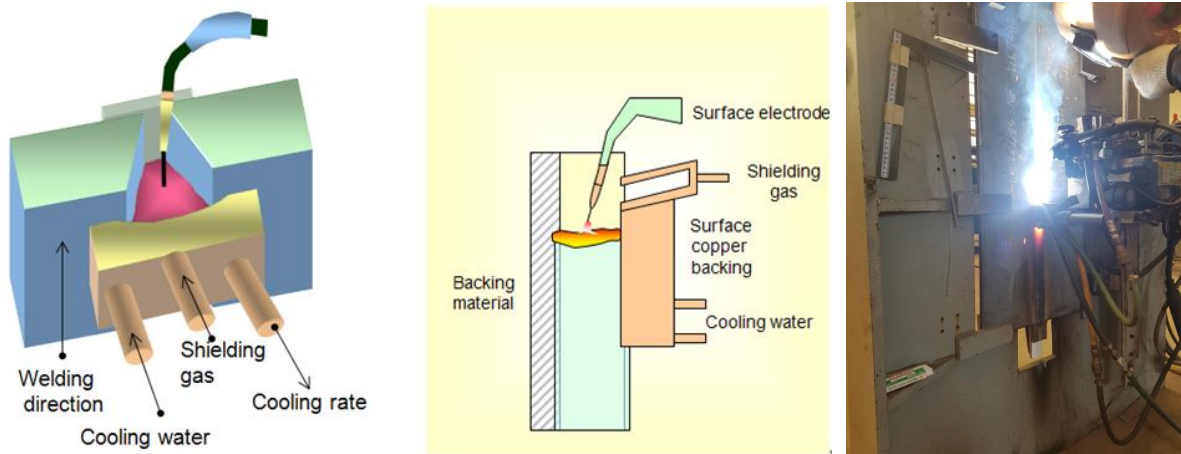


Fig. 2.2 Schematic diagram of Electro Gas Welding Process

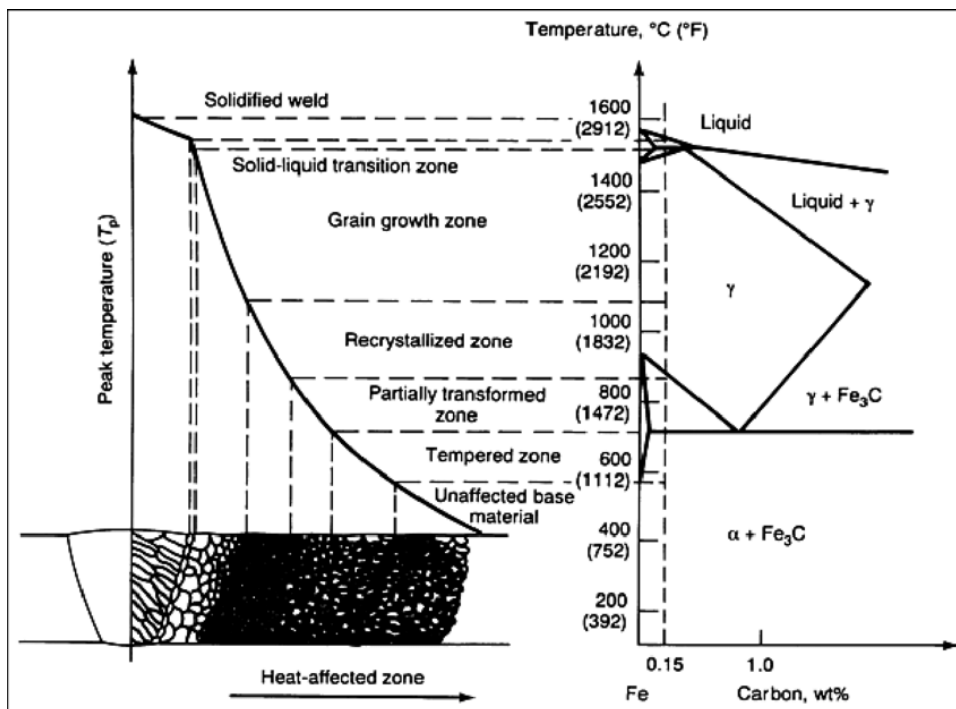


Fig 2-3. Heat Affected Zone

Table 2-1. Characteristic of heat affected zone

명칭	최고도달온도	금속학적 특징	기계적 성질
용접금속	용융온도(1500°C)이상	용융응고, 수지상정(dendrite)조직	용착금속 취화 및 균열
결정립 성장 영역	1200°C	- 용융선 근처일수록 결정립 조대화가 현저함 - 입열량에 크게 지배됨 소입열 : 마르텐사이트 대입열 : 상부베이나이트 -	- 현저한 경화 - 연성 저하 및 열화 - 용접균열 발생 용이
결정립 세립 영역	850~1000°C	- 용접열에 의한 오스테나이트화 후 급냉에 의한 미세한 마르텐사이트 + 베이나이트 조직	- 경도, 연성, 및 인성 양호
부분 변태 구역	700~850°C	- 오스테나이트의 부분적 변태 - 냉각속도에 따라 조직 상이	- 서냉 : 인성양호 - 급냉 : 국부적인 마르텐사이트 생성
구상펄라이트영역	A_{c1} 보다 낮은 온도	- 페라이트만 변태 또는 구상화 - 급냉인 경우 국부적인 마르텐사이트 생성	- 서냉 : 인성양호 - 급냉 : 국부적인 마르텐사이트 생성
취화영역	300~650 °C	- 미세조직에서는 모재와 유사한 분포를 보이지만 C,N의 퀴칭시효 및 변형시효 발생	-정적 연성은 변화가 없지만 충격특성은 열화
모재원질 영역	실온~ 300°C	- 용접열에 의한 영향을 받지 않은 부분	

Table 2-2. Summary of two types of M-A constituents

Type	Shear Mode	Carbon content	M_s	Shape	Hardness (Hv)	Remark
Lath	Slip	Low	High	Elongated	600-800	Self-tempered
Plate	Twin	High	Low	Massive	700-900	Retained γ high

제 3장 실험방법

3.1 사용재료

본 연구에서는 강의 강도 향상에 가장 중요한 원소인 C함량을 변화시켜서 탄소당량(C_{eq}) 이 다른 3종류의 TMCP강을 사용하였다. 사용된 강재 두께의 경우 14mm이며, 각 강의 화학조성의 경우 표3-1에 정리하였다. 시편은 탄소함량에 따라 'EG-C07', 'EG-C11', 'EG-C16'으로 표기하였다. 강의 탄소당량은 IIW에서 사용되는 $C_{eq}(IIW) = C + (1/6)Mn + (1/5)(Cr + Mo + V) + (1/15)(Ni + Cu)(\%)$ 로 계산하여 표3-1에 함께 나타내었다. 이는 탄소당량에 따른 용접 시 한계 입열량을 알아보기 위함과 동시에 한계 입열량에 따른 허용 탄소 당량을 알아보기 위함이다.

3.2 용접기기 및 용접조건

본 연구에 사용된 3가지 조선용 TMCP강재에 대하여 Single EGW(Electro Gas Welding)을 적용하였으며 자세한 용접조건은 표 3-2, 그림 3-1에 정리하였다. 용접부는 V-개선으로 기계 가공하였으며, CO_2 보호가스 유량은 48l/min으로 하여 Single electrode 1Pass의 용접 조건을 적용하였다.

3.3 미세조직 분석

모재와 함께 용접이 된 강재를 연마하고, 2% Nital 용액으로 에칭한 후 광학(OM) 및 주사전자 현미경(SEM)으로 관찰하였다. HAZ 부에 관찰되는 2차상(MA상)의 경우에는 Lepera 에칭액을 사용하여 광학현미경으로 분석을 진행하였다. 또한 주사전자현미경을 사용하여 충격시험편의 파면관찰 후, 파단면에 대하여 Ni 코팅 후에 광학현미경을 통하여 파단면을 분석하였다.

3.4 인장 시험 및 경도 측정

인장시편을 용접방향의 횡방향 위치에서 채취하였으며, 그림 3-2과 같이 가공하였다. 100톤 용량의 인장시험기를 사용하여 5mm/min의 cross-head 속도로 상온에서 인장시험하였다. 그리고 비커스(Vickers) 경도기(하중10kg)을 이용하여 경도를 측정하였다.

3.5 샤르피 충격 시험

샤르피 충격(Charpy V-Notch) 시편은 ASTM E23에 따라 그림 3-3와 같이 10x10x55 mm의 샤르피 충격시험편으로 가공하였으며, 500J 용량의 충격시험기를 사용하여 시험을 진행하였다. 시험 온도의 경우 모재 : -120 ~ -40°C의 범위에서 시험하였고, 용접부의 경우 노치위치를 그림 3-3 처럼 적용하여 Fusion line, F.L+1mm, F.L+2mm로 가공하여 0,-20°C의 온도에서 시험을 진행하였다. 이후 Fusion line +3, 5mm 의 경우 7.5x10x55 mm로 가공하여 동일 온도에서 진행하였다. 모재 충격시험에서의 데이터 해석의 오차를 줄이기 위해 시험온도에 따른 흡수에너지를 Boltzmann fitting 함수를 이용하여 회귀분석하였다. 회귀분석으로 얻어진 결과로부터 에너지 천이온도(Energy Transition Temperature, ETT)는 상부 흡수에너지(Upper Shelf Energy, USE)와 하부 흡수에너지(Lower Shelf Energy, LSE)의 평균에 해당되는 에너지를 가지는 온도로 결정하였다.

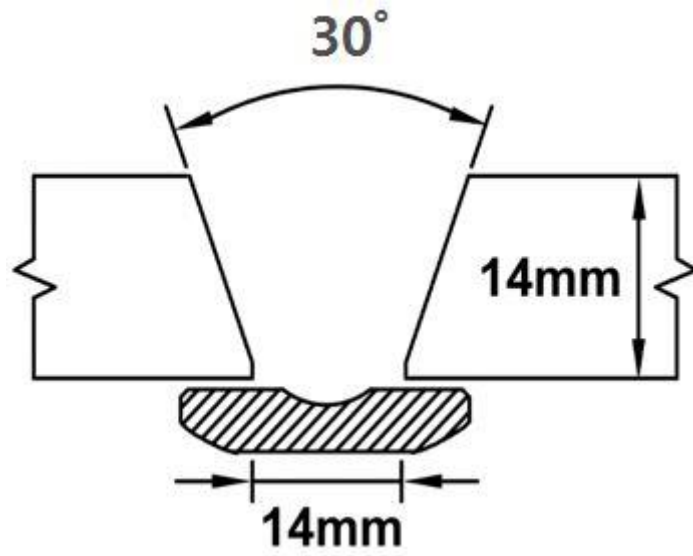


Fig 3-1 Welding Joint detail

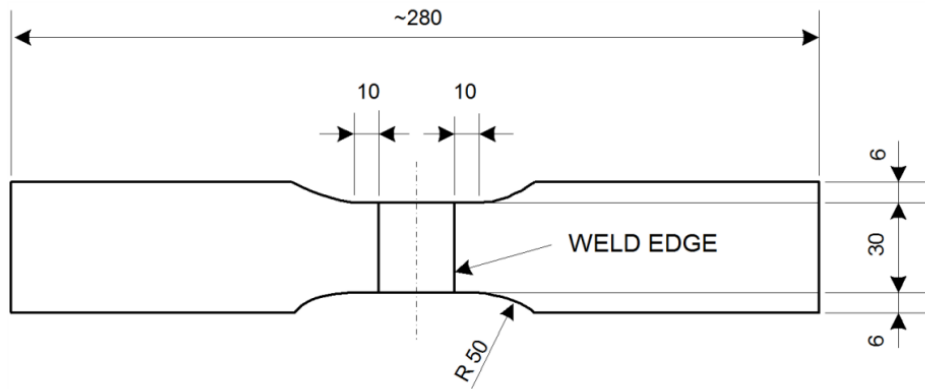


Fig. 3-2 Shape and dimensions of the tensile test specimen

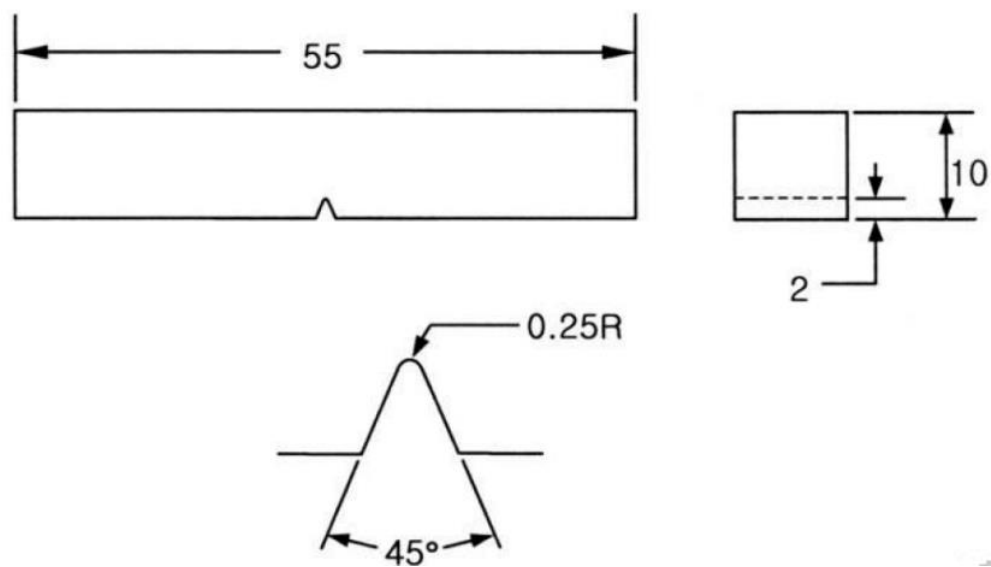


Fig. 3-3 Shape and dimensions of the Charpy impact test specimen

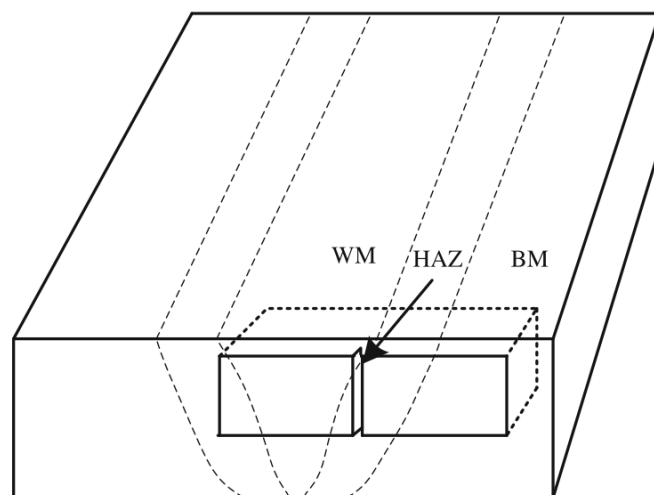


Fig. 3-4 Notch location of Charpy impact test specimen

Table 3-1. Base Metal Chemical Composition

Test ID	C	Si	Mn	P	S	Cu
EG-C07	0.0685	0.152	1.255	0.0125	0.002	-
EG-C11	0.1100	0.220	1.310	0.0130	0.002	0.01
EG-C15	0.1620	0.445	1.211	0.0152	0.003	0.058
Test ID	Cr	Ni	Nb	V	Ti	C _{eq}
EG-C07	-	-	0.008	-	0.011	0.278
EG-C11	0.01	0.01	0.011	-	0.020	0.330
EG-C15	0.029	0.012	0.010	0.004	0.149	0.376

Table 3-2. EGW Welding Condition

Test ID	Thick. (mm)	Welding Condition						Heat Input (kJ/cm)
		Root Gap (mm)	Groove detail	Position	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	
EG-C07	14	14	SV, 30°	3G-UP	350	35	5.0	147.0
EG-C11							5.4	135.2
EG-C15							5.4	136.6

wire	Chemical composition(%) & Mechanical properties of weld metal							
	C	Si	Mn	P	S	Mo	TS (MPa)	Impact Value(J) /Temp.(°C)
SC-EG2-Cored (φ 1.6mm)	0.08	0.30	1.52	0.012	0.010	0.12	560	60/-20

제 4 장 HAZ 미세조직 형성에 미치는 탄소당량의 영향

4.1 실험 결과

4.1.1 모재 조직 및 기계적 특성 분석

그림 4-1은 EG-C07, EG-C11, EG-C15강의 광학현미경 미세조직이다. 모든 시편은 TMCP공정을 거쳐 가속 냉각되어 다각형 페라이트(Polygonal Ferrite)와 펄라이트(Pearlite)로 주로 이루어져 있다. 펄라이트의 경우 철강조직 중 하나로 오스테나이트 공석정(Euctoid)형태 중 하나로 페라이트와 Fe_3C 가 서로 번갈아 층을 이루는 조직형상을 나타낸다. 그림 4-1 미세조직처럼 펄라이트의 경우 압연 방향을 따라 band모양을 형성하고 있고, 이 이유는 압연과정에서 Mn과 Si의 압연방향으로의 미세한 편석으로 인하여 형성된다. 탄소함량이 가장 작은 EG-C07조건인 경우 펄라이트 밴드 형상을 이루지 못하고 펄라이트의 분율도 상대적으로 적게 된다. 또한 탄소함량이 증가할수록 EG-C15와 같이 펄라이트 밴드의 두께와 함께 분율이 증가하게 된다.

표 4-1은 형성된 조직의 결정립 크기를 ASTM E112의 방식으로 측정된 값을 나타내고 있다. EG-C07과 EG-C15의 경우 약 $15\mu m$ 의 정도로 비슷하며, EG-C11의 경우 약 $12\mu m$ 로 차이가 발생하게 된다. 이는 압연공정에 따라 달라질 수 있는 실험 변수이고, 허용 가능한 변수라 생각하여, 초기 결정립 크기가 주는 영향을 구분하지 않고 탄소함량에 따른 HAZ 미세조직의 영향만 고려하였다.

그림 4-2는 샤르피 충격시험에 의한 흡수에너지를 시험온도에 따라 도시한 곡선이며, 이로부터 USE, DBTT를 측정하여 표4-2에 나타내었다. 시험온도가 감소할수록 샤르피 흡수에너지도 감소하여 연성-취성 천이 곡선이 그려진다. 이로부터 측정된 USE는 EG-C15가 202J 정도로서 탄소 첨가량이 증가할수록 충격인성이 낮아서 샤르피 흡수에너지가 다른 강보다 낮고 DBTT또한 비슷한 경향을 볼 수 있었다. 이로서 탄소함량을 제어함으로써 모재의 충격에너지를 변화시킬 수 있다는 것을 확인할 수 있었다.[23]

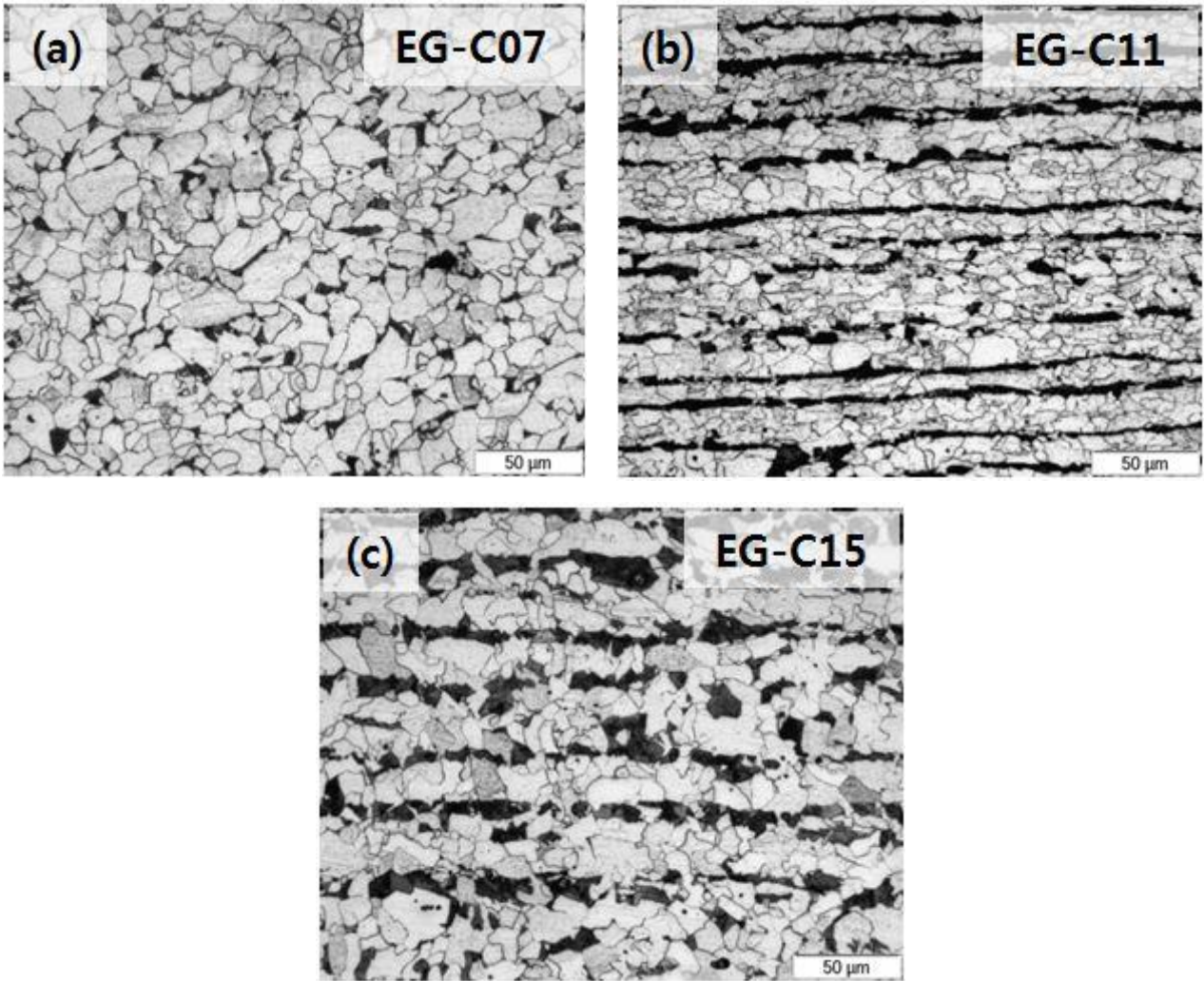
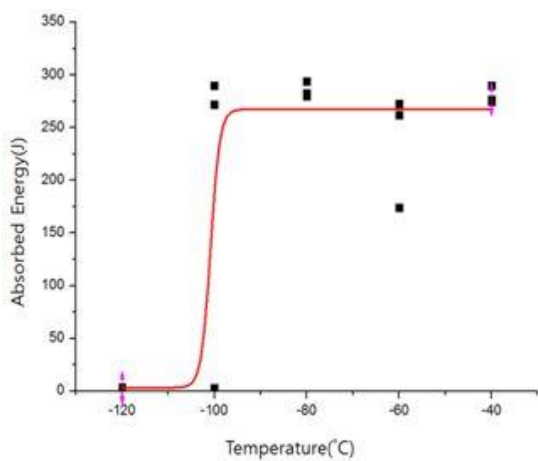


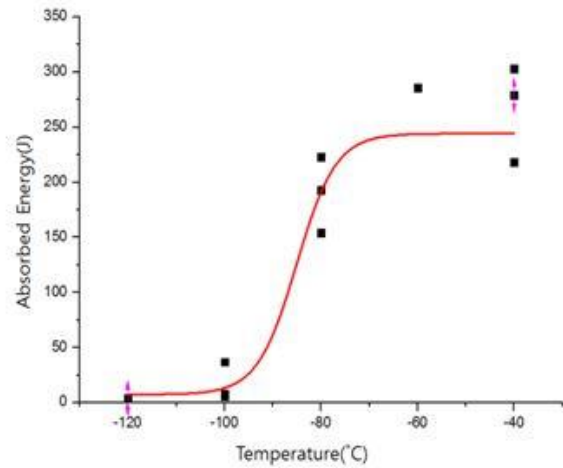
Fig. 4-1. OM micrographs of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15 steels

Table 4-1. Average grain size of each condition

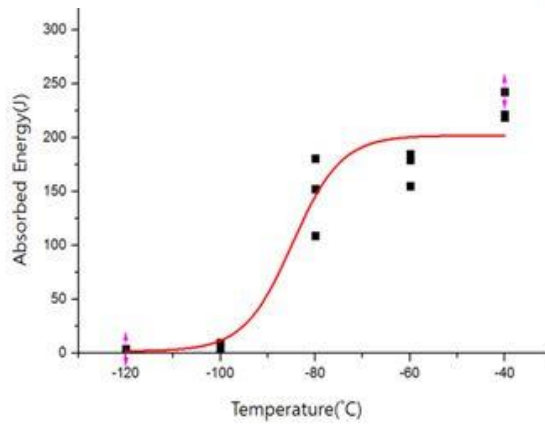
Steel	Average Grain size
EG-C07	15.9 μm
EG-C11	11.9 μm
EG-C15	15.2 μm



(a) EG-C07



(b) EG-C11



(c) EG-C15

Fig. 4-2. Variation of Charpy absorbed energy of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15 steels in the temperature range from -120 °C to -40°C

Table 4-2. Charpy impact properties

Steel	Upper Shelf Energy(J)	Ductile Brittle Transition Temperature(°C)
EG-C07	267	-100.84 °C
EG-C11	244	-85.04 °C
EG-C15	202	-84.70 °C

4.1.2 HAZ의 미세조직

본 연구에서 나타나는 HAZ 미세조직은 탄소함량에 따라 냉각속도 및 모양을 기준으로 하여 베이나이트계 페라이트(Bainitic Ferrite, BF), 침상형 페라이트(Acicular Ferrite, AF), 결정립계 페라이트(Grain Boundary Ferrite, GBF), 다각형 페라이트(Polygonal Ferrite), 펄라이트(Pearlite, P)으로 나눌 수 있다. BF는 일반적으로 구 오스테나이트 결정립계(Prior austenite grain boundary)에서 핵생성되고, 이차상들이 결정립 내부에 lath를 이루며 한 방향으로 배열되어있고 결정립이 조대하게 형성되며, 가장 빠른 냉각속도에서 조직이 형성되기 때문에 강도는 높으나 인성이 낮다. AF는 비교적 빠른 냉각속도 하에서 오스테나이트 입내에서 페라이트가 핵생성되어 불규칙적이고 임의의 방향으로 성장하는 침상 형태의 조직으로써, 미세한 결정립의 주변에 경질의 이차상이 함께 형성하기 때문에 강도와 인성의 조합이 우수하다고 알려져 있다. GBF 또한 일반적으로 구 오스테나이트 결정립계에서 핵생성되어 결정립계를 따라 성장하기 때문에 구오스테나이트 결정립계의 크기를 유추할 수 있다. P의 경우 철강조직 중 하나로 오스테나이트 공석정(Euctoid)형태 중 하나로 페라이트와 Fe_3C 가 서로 번갈아 층을 이루는 조직형상을 나타낸다. 본 연구에서는 대입열 용접열영향부를 영역별로 구분하여 생성되는 상의 구분과 분율을 측정하여 연구를 진행하였다.

그림 4-3, 4-4은 용접부 MACRO사진과 함께 용접 열영향부를 모자이크하여 도식화 한 사진이고, 열영향부를 Fusion Line, Fusion Line +1mm, Fusion Line +2mm를 나누어 분석을 진행하였다.

그림 4-5는 각 조건마다 Fusion Line에서의 광학현미경 미세조직사진이다. 각 시편의 미세조직을 자세히 분석하기 위해서 조금 더 고배율로 미세조직을 관찰하였다. **그림 4-6**은 EG-C07의 Fusion Line 에서의 미세조직 사진이며, 용융선 근처 결정립 조대화 영역인 CGHAZ로 예상된다. 수백 μm 로 이루어진 Grain boundary Ferrite를 관찰할 수 있고, 이차상이 lath로 이루어진 Bainitic Ferrite가 수십 μm 이상으로 조대하게 많이 형성되어 있다.(그림 4-6 b,d) 이들 조직은 주로 구오스테나이트 결정립계(Prior austenite grain boundary)에서 핵생성되어 성장하기 때문에 결정립이 크고 한방향으로 성장하는 특징이 있다. 반면 산화물 주변에 형성되는 AF의 경우 결정립 크기가 매우 미세하고, AF, BF가 서로 혼재되어 치밀한 구조를 갖는 침상형 페라이트 영역이 나타난다. 그리고 부분적으로 다각형페라이트(Polygonal Ferrite)가 생기는 것을 관찰 할수 있었다.(그림 4-6 a,c)

그림 4-7은 EG-C11시편의 용융선에서의 미세조직 사진을 보여주고 있다. EG-C06시편과는 다르게 두께가 얇은 GBF가 관찰되며 이전 조건과 유사하게 BF와 WSF상이 관찰되는 것을 확인 할 수 있다. 이 조건의 경우 또한 침상형 페라이트 영역이 유사한 분율로 관찰된다.

그림 4-8은 EG-C15시편의 용융선에서의 미세조직 사진을 관찰 할 수 있는데, 앞선 두 조건과 유사한 미세조직을 관찰 할 수 있으나, 특별하게 다른점은 결정립 내부에서 조대화된 펄라이트(Pearlite)가 관찰 되는 것이다. 위 3가지 조건에서 Fusion line의 상분율은 **그림 4-9**로 정리하여 나타내었다. GBF의 분율은 3가지 조건에서 큰 차이가 발생하지 않으며, EG-C07에서는 낮은 탄소함량으로 인하여 PF분율이 나머지 두 조건보다 많음을 관찰할 수 있다. 그리고 탄소함량이 증가할수록 유사한 범위내로 AF함량이 줄어드는 경향과 함께 BF, WSF상의 분율이 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 마지막으로 탄소가 가장 많은 조건 EG-C15의 경우 남은 두가지 조건보다 펄라이트 상의 분율이 증가하는 것을 확인할 수 있었다.

그림 4-10은 각 조건마다 Fusion Line +1mm 에서의 광학현미경 미세조직 사진이다. Fusion Line에서 형성되어 있는 상에 비하여 결정립 크기가 상대적으로 작은 것으로 관찰되며, 구성되어 있는 상분율은 CGHAZ와 유사하다. 이러한 이유는 용융선으로부터 강재가 받는 peak temperature가 감소하므로 결정립계가 작아지는 모습으로 확인할 수 있고, FGHAZ라고 명명할 수 있다. 그리고 Fusion Line +2mm 에서 관찰된 **그림 4-11**의 경우 각 조건들 모두에서 모재에서 변태되지 못하고 성장한 Polygonal Ferrite상과 γ 영역에서 변태된 Bainitic Ferrite와 Acicular Ferrite가 관찰되므로, peak temperature가 이상영역에서 존재하는 ICHAZ영역이라고 예상된다. 탄소함량이 적은 (a)EG-C07 조건의 경우 BF가 분율보다 PF의 분율이 상대적으로 많이 관찰되고, 탄소함량이 많은 조건인 (c) EG-C15의 경우 상대적으로 AF의 상과 BF의 상이 많은 부분을 차지하는 것으로 관찰된다. Fusion Line +2mm 에서의 상분율을 **그림 4-12**에서 정리하였다. 공통적으로 PF의 함량이 가장 높은 분율을 나타내었으며, 탄소함량이 가장 적은 조건(EG-C07)의 경우 PF의 분율이 가장 높고, 탄소함량이 많은 조건(EG-C15)에서 다른 조건에 비하여 P의 함량이 높게 관찰되었다.

그리고 대입열 용접의 경우, 이상영역에서 생기는 Martensite-Austenite constituents(이하 MA상)의 조대화와 함께 분율과 생성 형태 분석이 중요하다.[40-42] 그리하여 ICHAZ

라 예상되는 Fusion Line +2mm 에 대하여 Lepera etching을 실시하여 MA상을 관찰 하였다. 그림 4-13, 4-14에서 MA상의 형태와 분율에 대하여 관찰하였다. 탄소가 상대적으로 작은 조건의 경우, 작은 분율의 MA상이 고르게 분산되어 있는 모습이 확인되고 탄소 함량이 증가할수록 MA상의 분율이 증가하는 것을 관찰 할 수 있다. 또한 탄소함량이 많아질수록 MA상은 펄라이트 밴딩 구조와 비슷한 구조를 하는 것이 관찰 되는데, 이는 펄라이트 구조에 속해있는 Fe_3C 가 용접입열에 의하여 분해되면서, 상대적으로 많은 탄소함량을 갖게 되고, 과포화 된 오스테나이트가 페라이트로 상변태 시 탄소를 확산하며 형성된 것으로 유추 할 수 있다.[32-33]

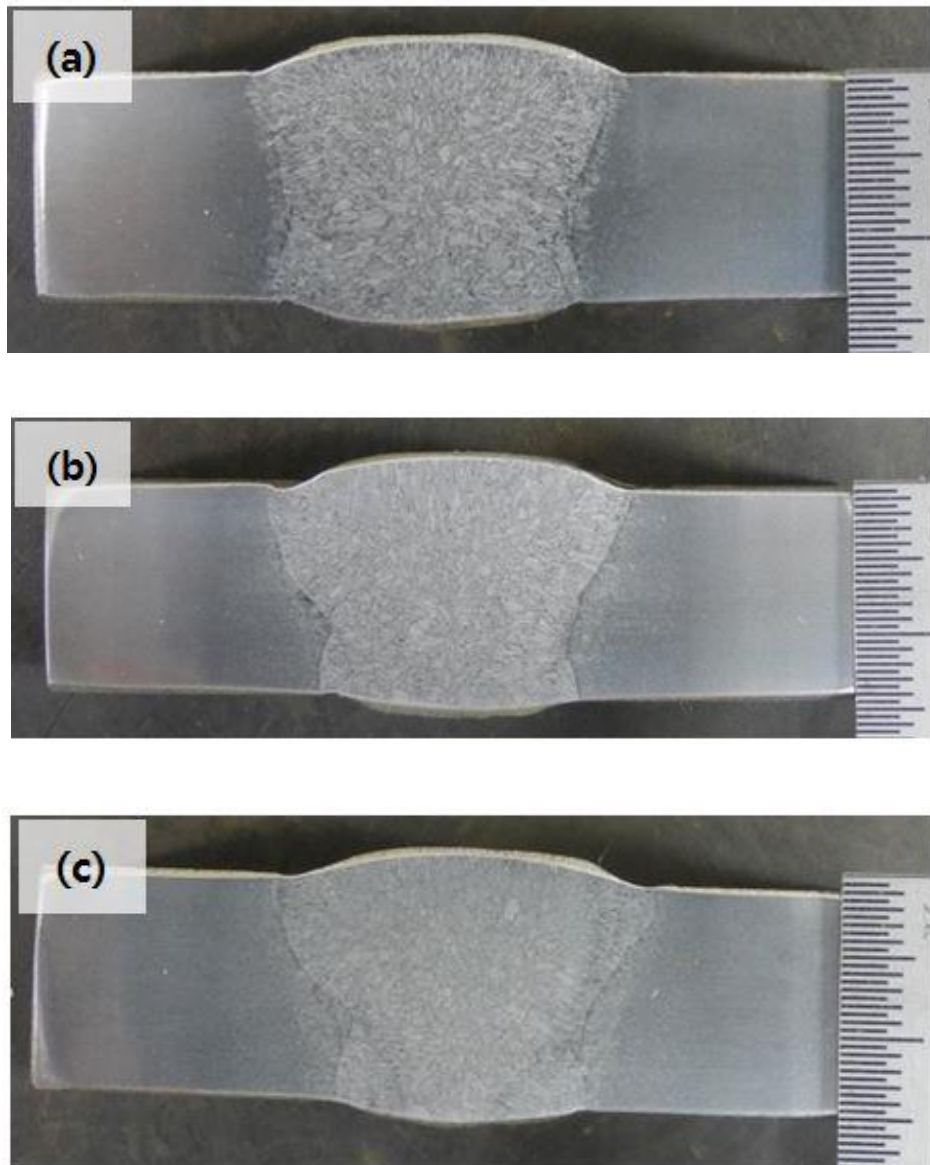


Fig. 4-3. MACRO specimen (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15

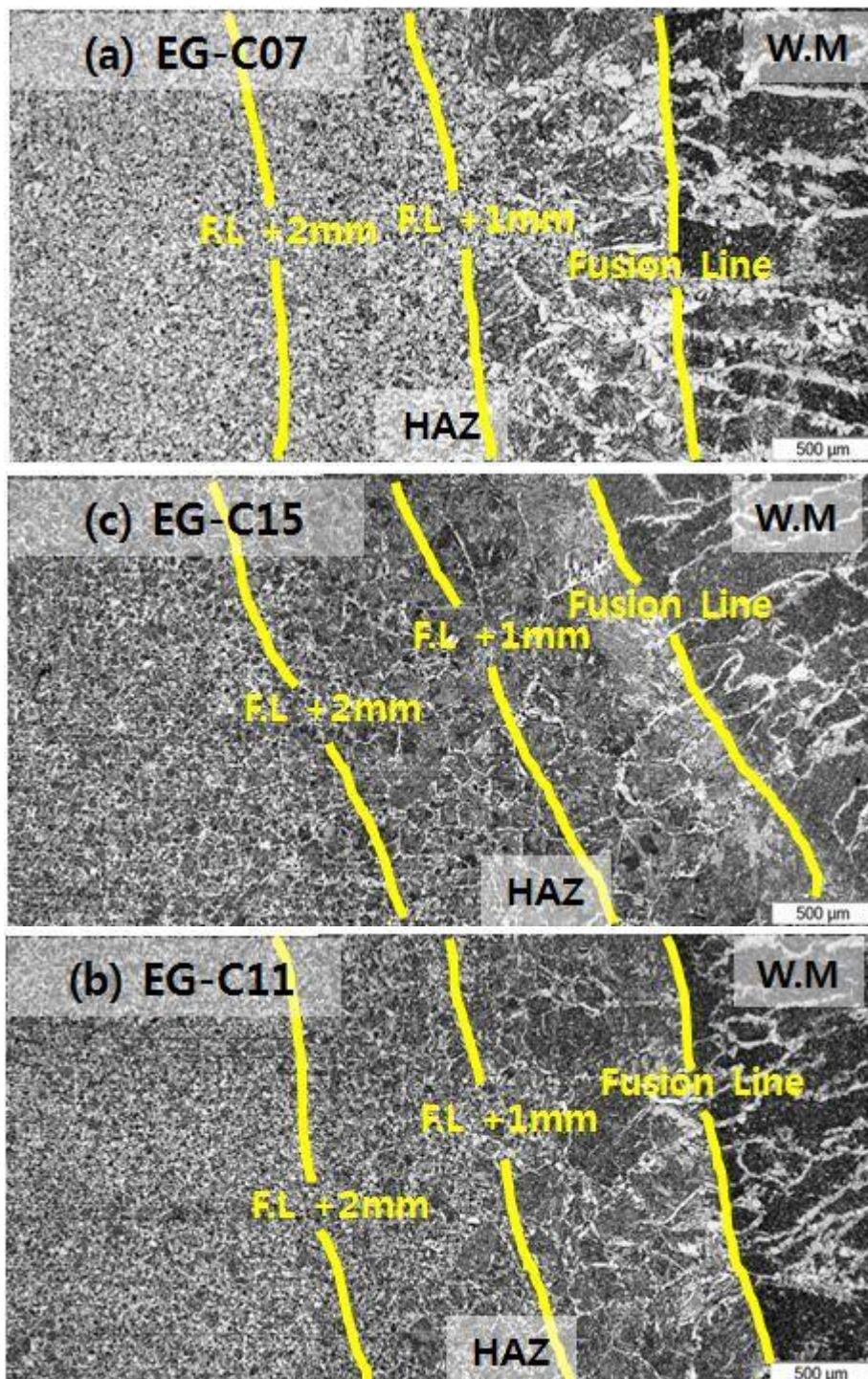


Fig. 4-4 Microstructure of EGW HAZ

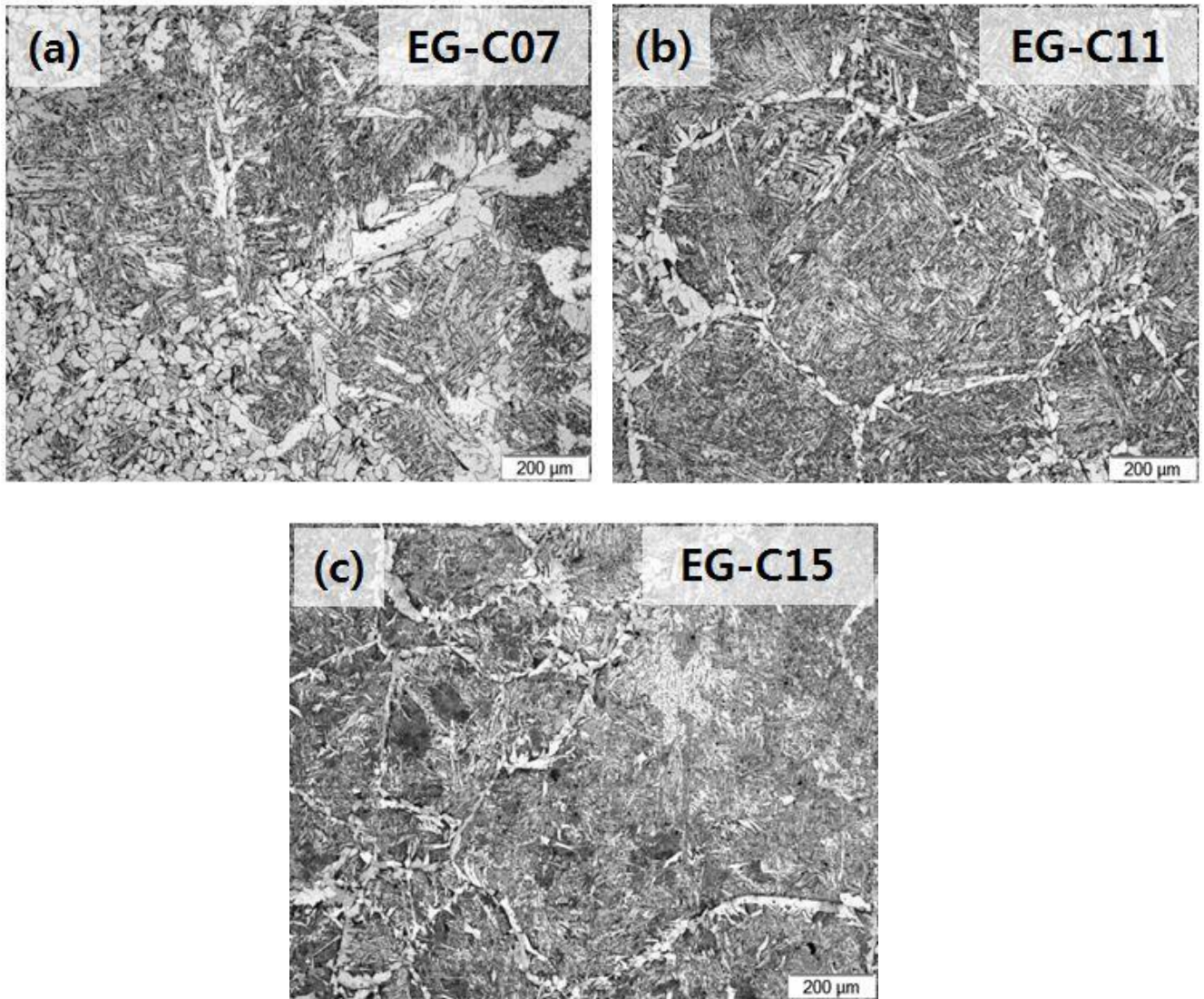


Fig. 4-5. Optical micrographs of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15 Fusion Line, Nital etched

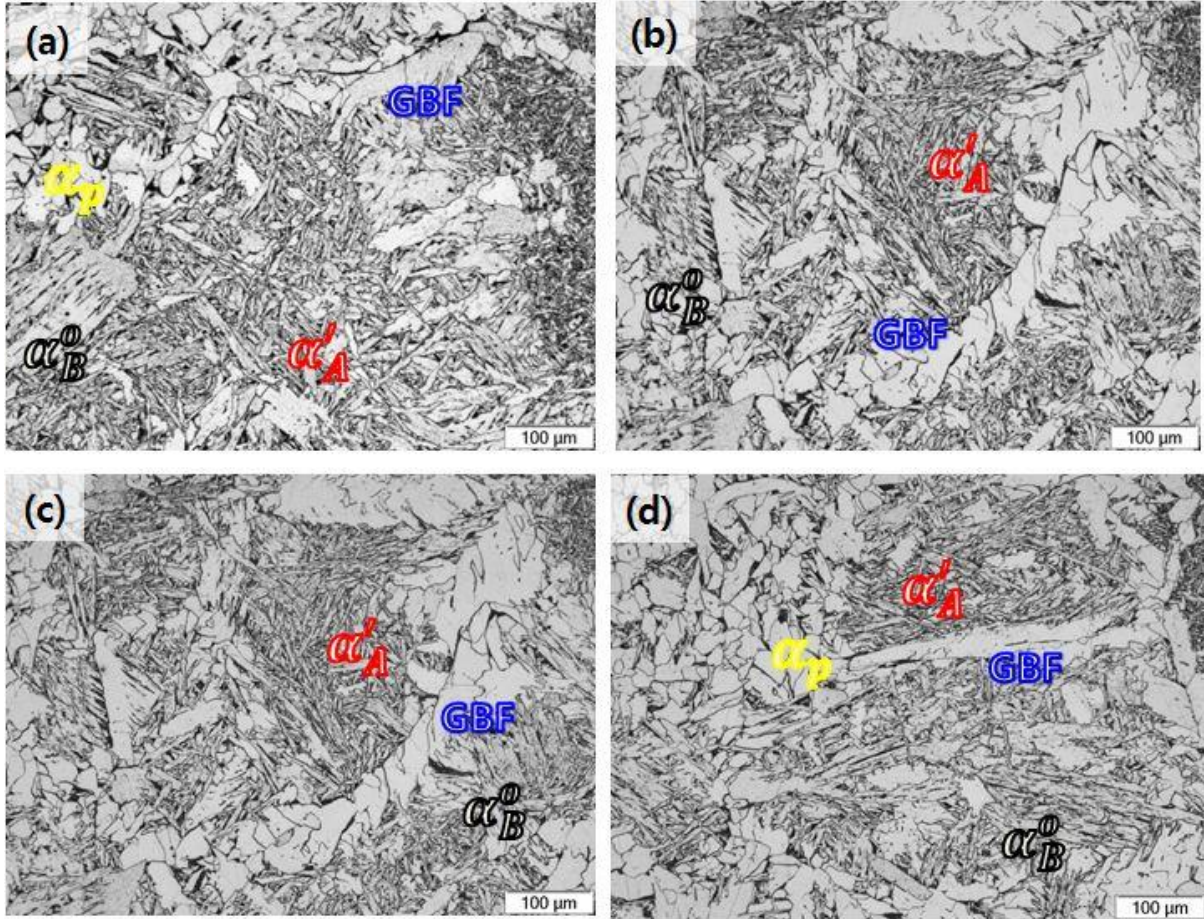


Fig. 4-6. Optical Micrographs of EG-C07 Fusion Line

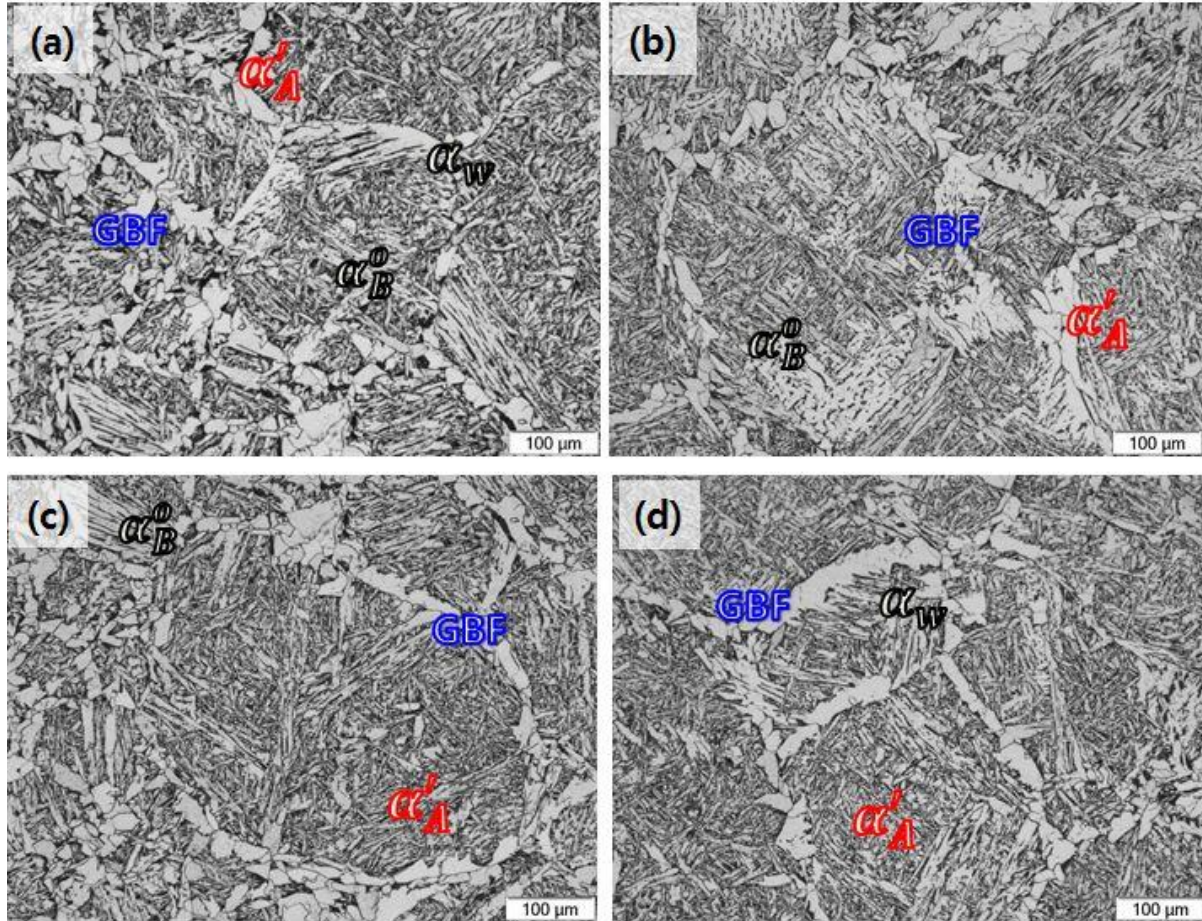


Fig. 4-7. Optical Micrographs of EG-C11 Fusion Line

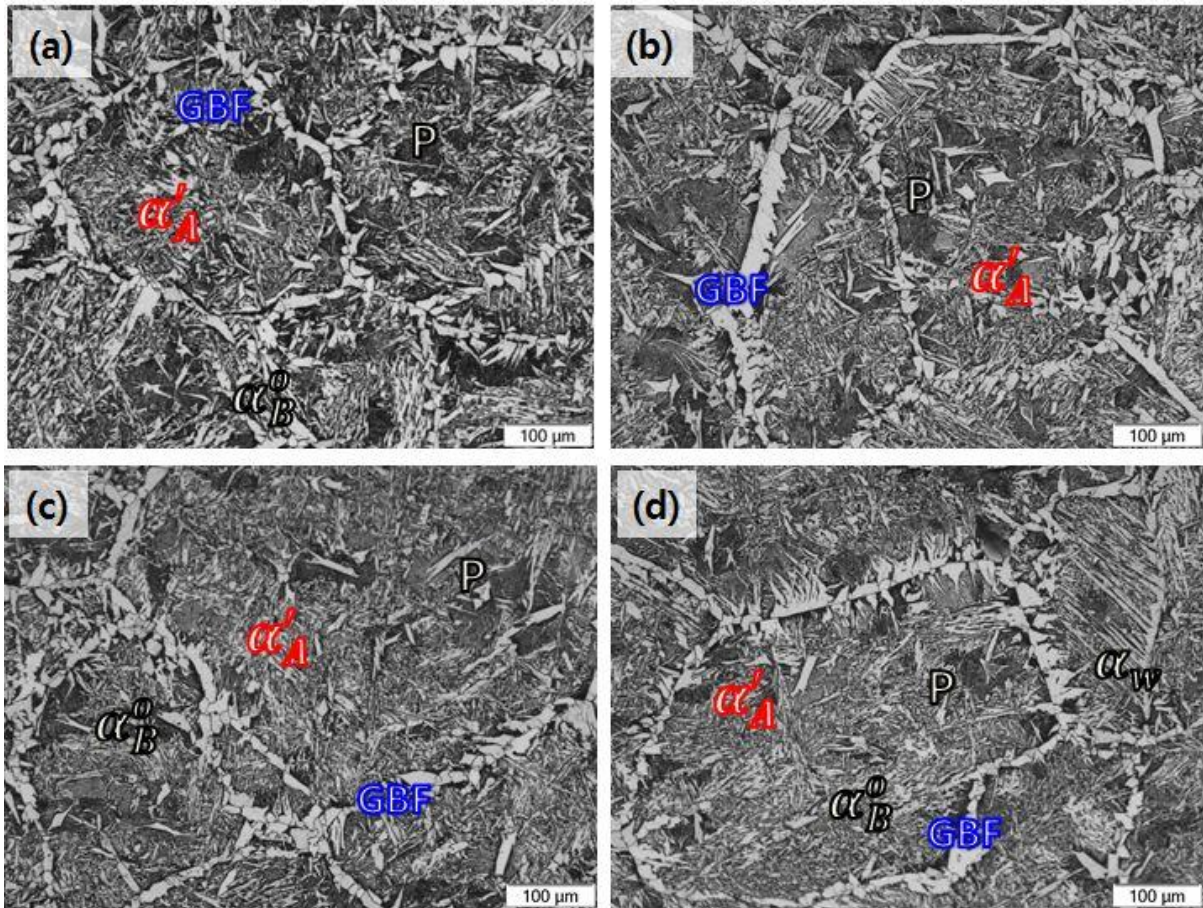


Fig. 4-8. Optical Micrographs of EG-C16 Fusion Line

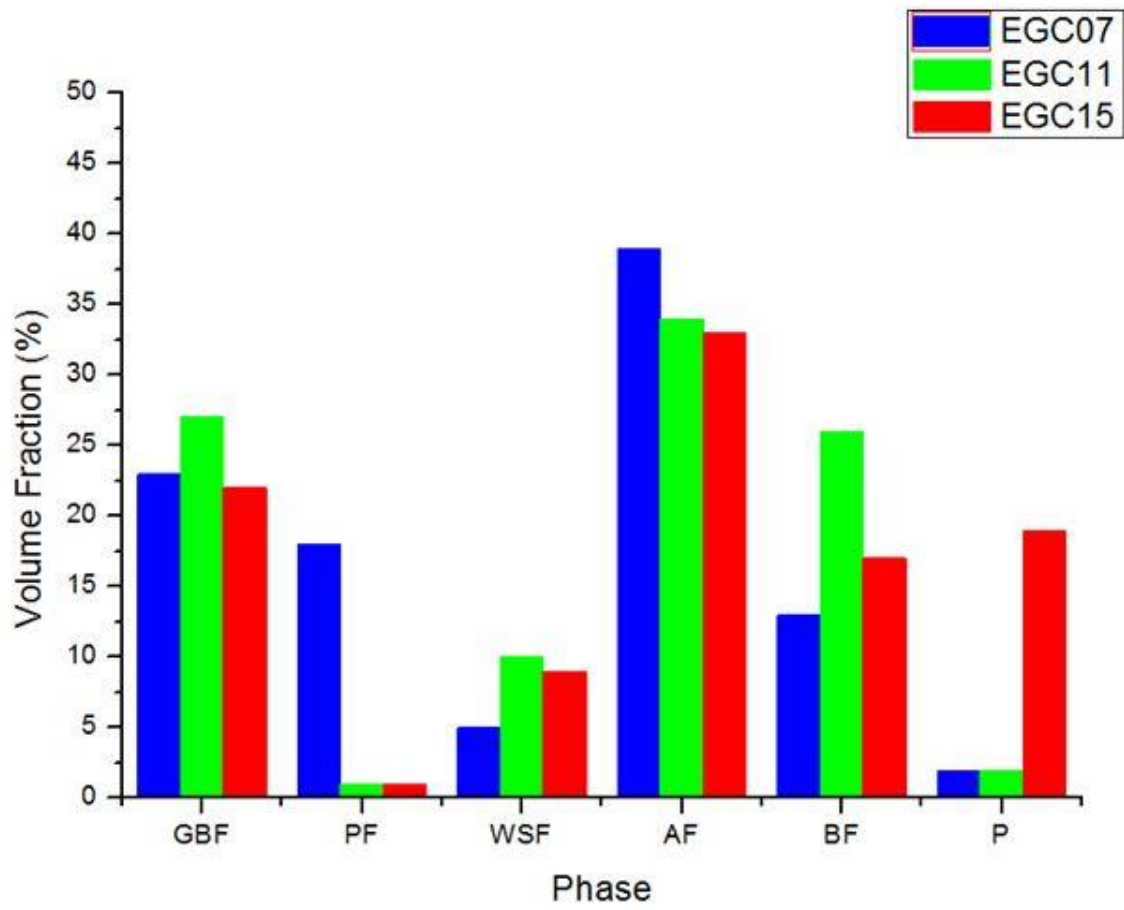


Fig. 4-9. Volume fraction of Fusion line

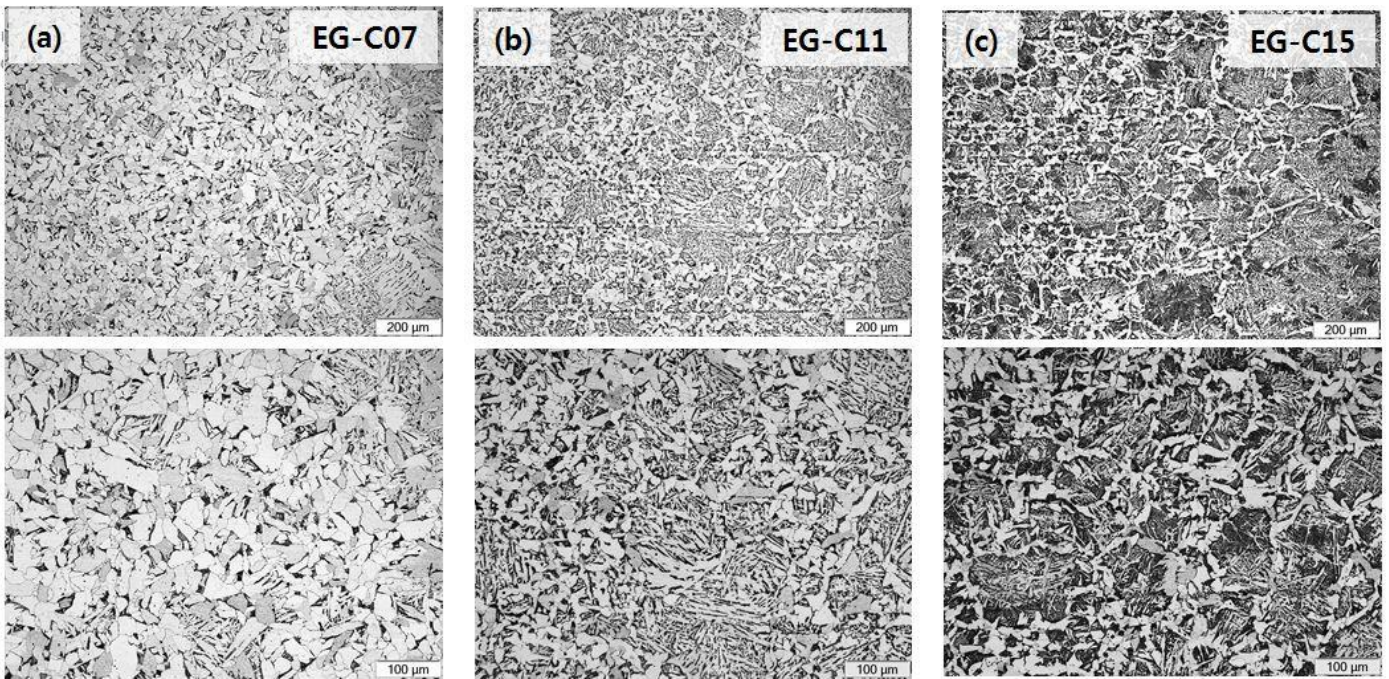


Fig. 4-10. Optical Micrographs of (a)EG-C07, (b)EG-C11, (c)EG-C15 at Fusion Line +1mm

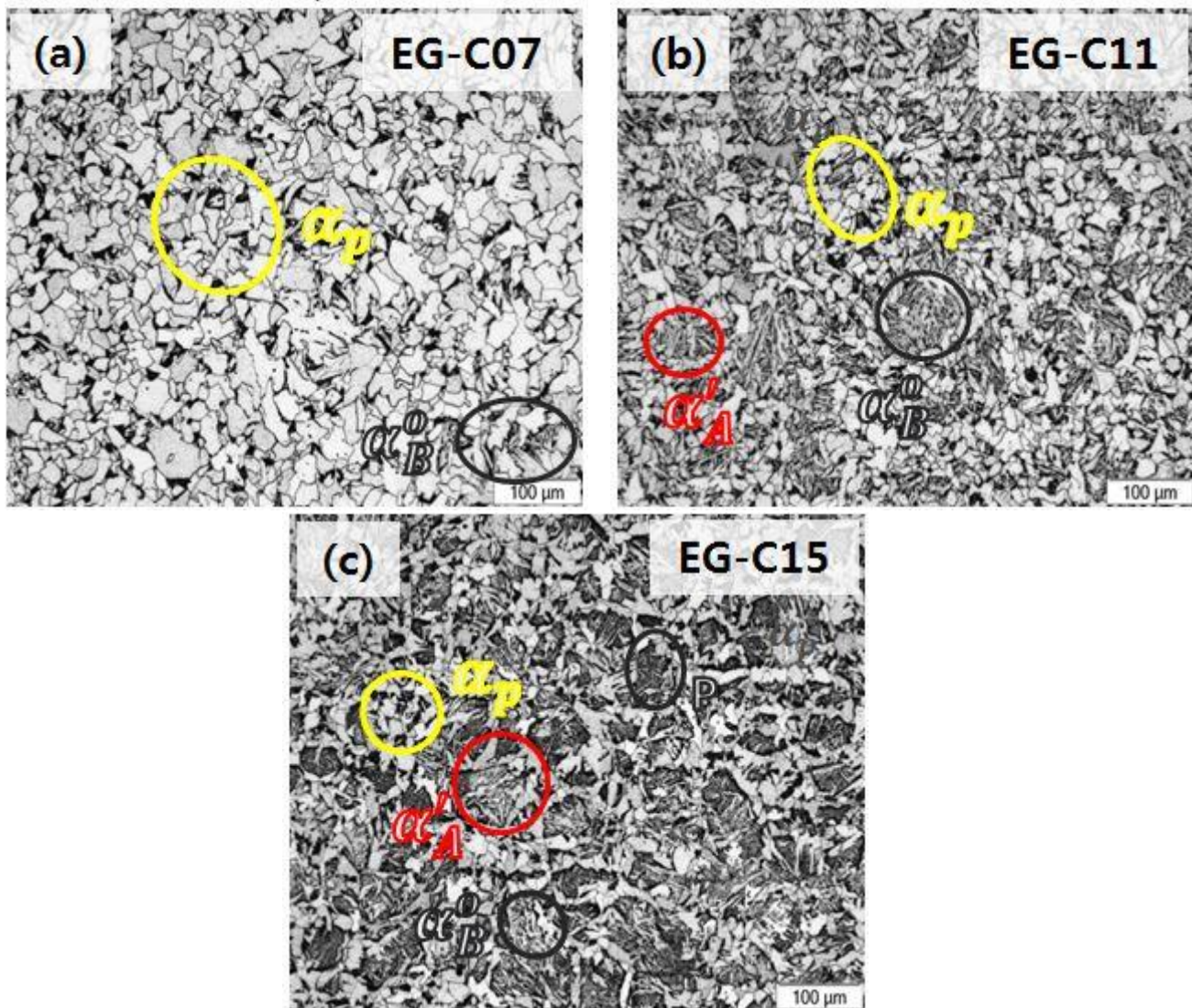


Fig. 4-11. Optical Micrograph of the (a) EG-C07, (b) EG-C11, (c) EG-C15 at Fusion Line + 2mm

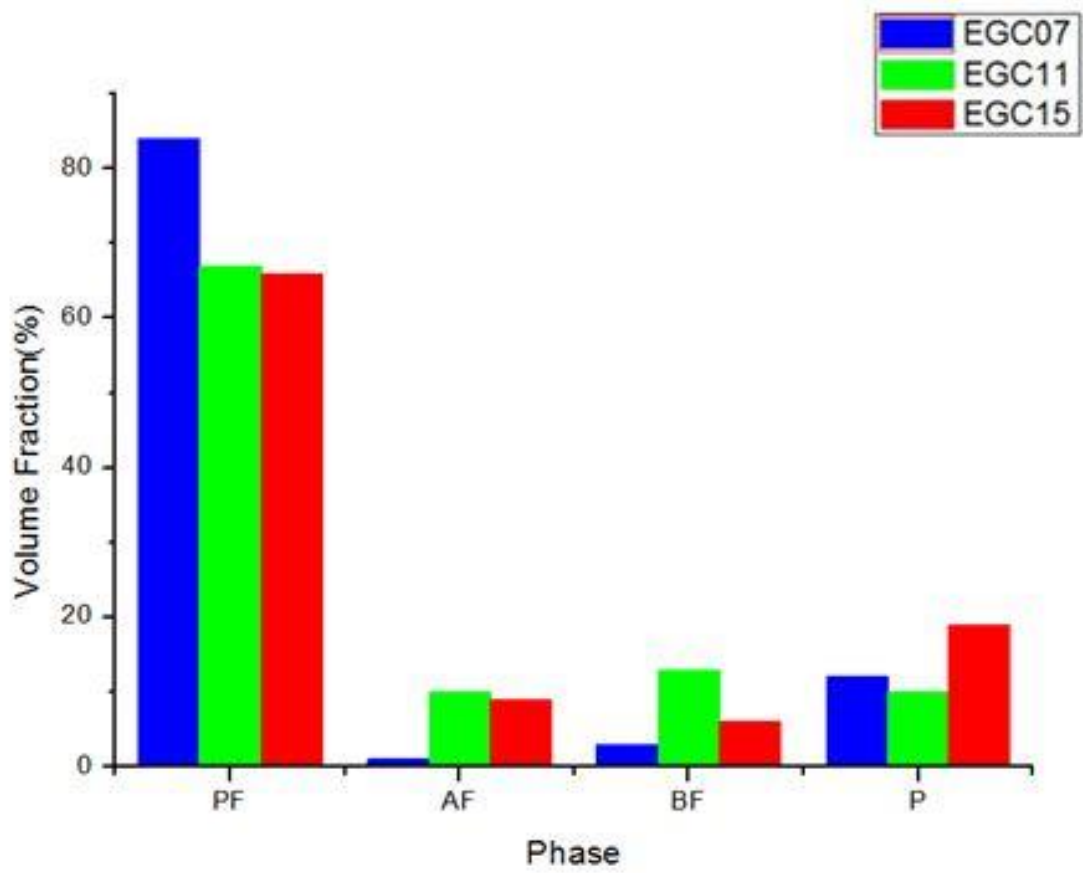


Fig. 4-12. Volume fraction of Fusion Line + 2mm

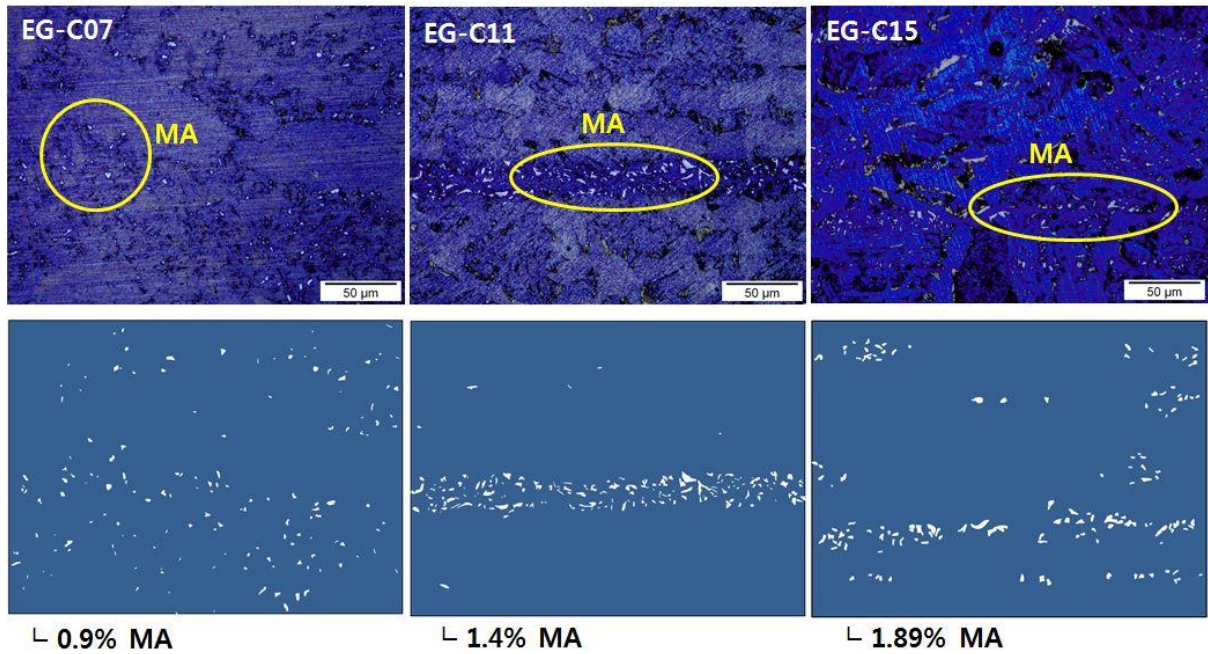


Fig. 4-13. Optical Micrograph of Martensite-Austenite constituents

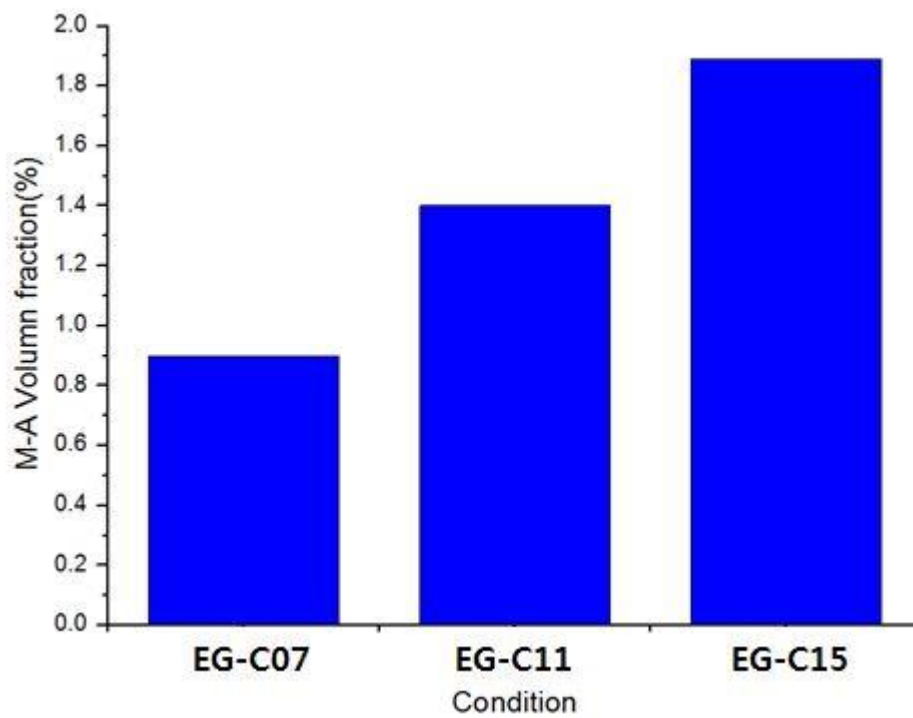


Fig. 4-14. Volune fraction of Martensite-Austenite constituents at Fusion Line +2mm

4-2 고찰

4.2.1 탄소함량과 HAZ 미세조직의 상관관계

그림4-5와 같이 동일한 냉각속도로 제어되더라도 첨가성분이 달라지면 미세조직의 차이가 발생하는 것을 확인할 수 있는데, 이것은 오스테나이트에서 냉각되어 조직이 형성되는 경우 오스테나이트와 페라이트에 고용되는 정도가 다르기 때문에 두 상 사이에서 첨가원소의 배분이 일어나는 경우가 생기고, 이들 성분에 의하여 페라이트와 오스테나이트 계면에 농도구배가 일어나 상변태에 영향을 미치게 된다.[21-24] 본 연구의 경우 탄소가 오스테나이트 안정화원소로 작용하여 첨가원소의 배분으로 인하여 탄소함량이 증가할수록 조직의 경화능이 높아지게 된다. 경화능이 높아질수록 같은 냉각속도로 제어되더라도, 저온변태상을 만들 수 있는 능력이 올라가게 된다. 이에 따라서 본 연구 결과에서 관찰 되듯이 탄소함량이 증가할수록 BF 혹은 WSF의 상분율이 증가하는 것을 관찰할 수 있었다. 또한 탄소함량이 가장 많은 조건에서는 다른 조건과 구별되는 점으로서 펄라이트 분율이 많은 것이 관찰되었는데, 이는 탄소함량이 증가함에 따라 모재조직의 펄라이트의 분율이 늘어나는 것과 유사하게 고찰 될 수 있다.

또한 탄소함량이 증가할수록 CGHAZ가 조대화 되는 것을 그림 4-15와 표 4-3으로 확인할 수 있다. 동일한 입열과 냉각속도로 인하여 총 HAZ의 길이는 일정하게 나타나지만, 탄소함량이 증가할수록 오스테나이트 영역 구간(CGHAZ + FGHAZ)이 늘어나는 것을 관찰할 수 있고, 그와 반대로 ICHAZ구간에서의 영역은 줄어드는 것을 확인할 수 있다. 이러한 결과가 나오는 이유는 그림 4-16과 같이 탄소함량에 따라 상변태 온도인 Ac3가 내려가게 되고(그림 4-16), peak temperature에 따른 HAZ영역의 분포차이가 발생하게 된다. 이러한 증거로 같은 peak temperature를 받는 Fusion Line +2mm영역에서의 조직 사진(그림 4-11)을 비교하여 보면, 각 조건들에서의 α 와 γ 변태 분율이 달라지는 것을 확인할 수 있다. 탄소함량이 상대적으로 적은 EG-C07의 조직사진을 관찰해보면, 이상영역의 온도구간을 겪을 때, 변태하지 않은 α 상이 오스테나이트화 되어 변태된 상보다 분율이 높은 것을 확인할 수 있고, 그와 반대로 탄소함량이 높은 EG-C15의 경우 구오스테나이트 결정립계에서 변태된 상(BF, 조대화된 P 등)이 변태하지 않은 α 보다 상대적으로 분율이 높은 것을 통해 고찰할 수 있다.

그리고 대입열 용접 시 생성되는 MA상의 기원은 불안전하게 성장한 오스테나이트가

그 모태가 될 수 있다. 급가열에 의해 생성된 오스테나이트 내부에서는 C, Mn의 확산 재분배가 이루어지나, 시간적 여유가 충분치 않아 연속적으로 농도 구배가 반드시 생긴다. 이때 C와 Mn이 상대적으로 rich한 영역은 오스테나이트 안정화 작용으로 페라이트로 쉽게 변태되지 않고, 저온에서 마르텐사이트 변태를 하게 된다. 이러한 이유를 통해, 본 연구에서 탄소함량이 많은 조건의 경우 MA상에 대한 분율이 증가하게 되고,[28] 형성된 분포 또한 같은 이유로 일반 페라이트 기지보다 높은 탄소함량을 갖는 펄라이트 구조에서 형성되므로 펄라이트 구조와 유사한 밴딩구조로 형성되게 된다.[32,33,36]

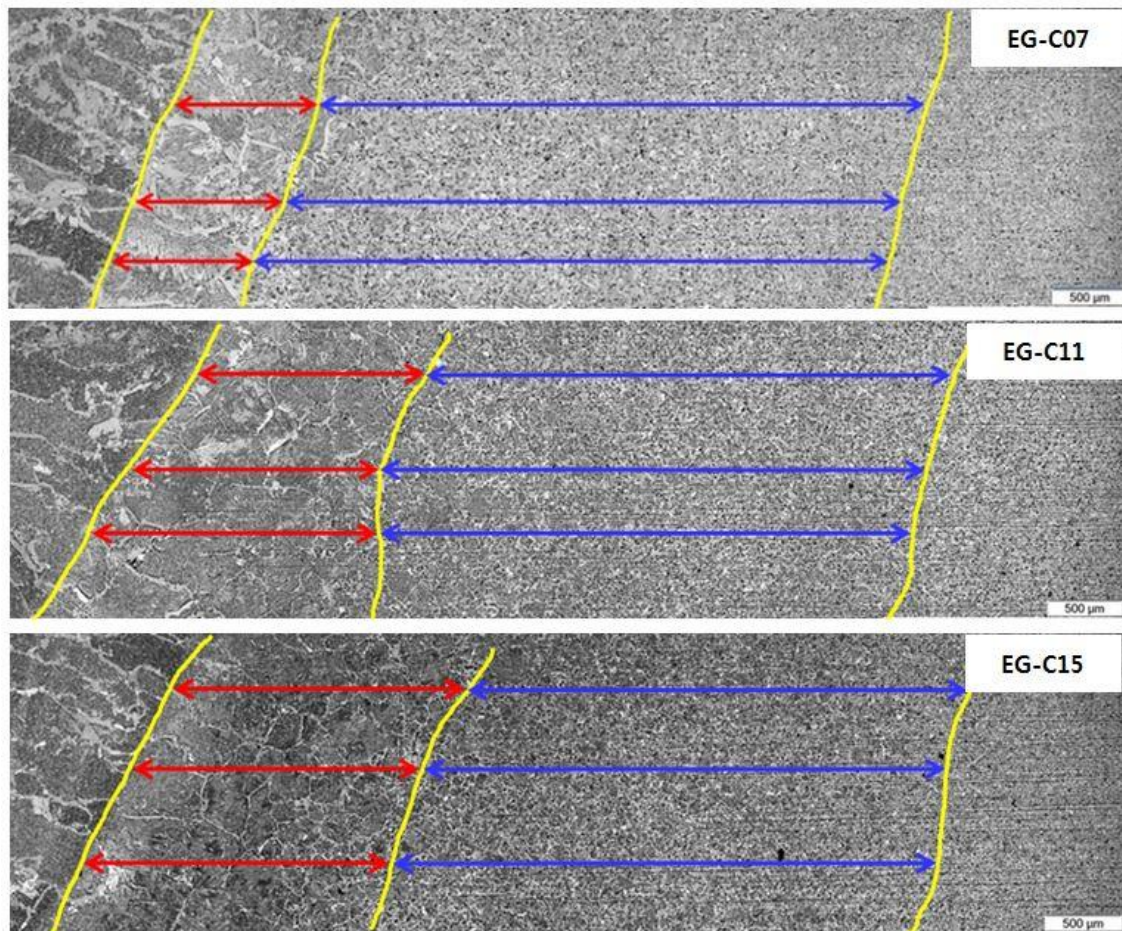


Fig. 4-15. HAZ Length analysis

Table. 4-3. HAZ Length analysis

Condition	CGHAZ + FGHAZ Length	ICHAZ Length	Total HAZ Length
EG-C07	972.90 μm	4177.51 μm	5150.41 μm
EG-C11	1559.62 μm	3287.26 μm	4846.88 μm
EG-C15	1787.26 μm	3165.31 μm	4952.57 μm

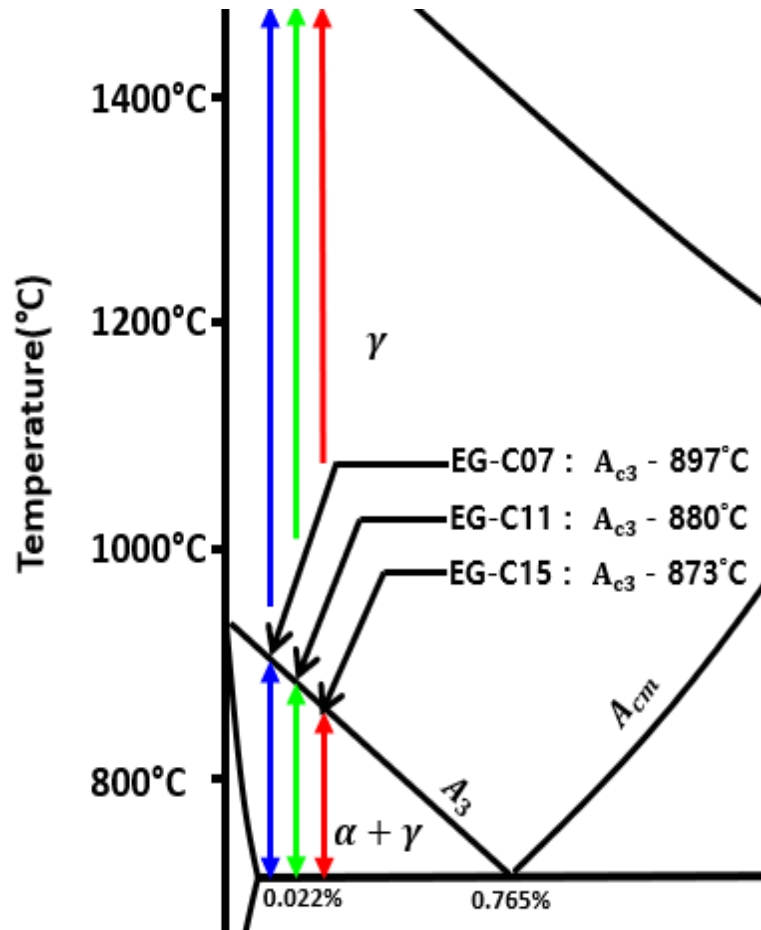


Fig. 4-16. Fe-C Phase diagram

제 5 장 HAZ 미세조직과 기계적 특성의 상관관계

5.1 실험 결과

5.1.1 경도 변화 및 인장특성 변화

각 강재의 용접부와 열영향부의 경도를 마이크로 비커스경도기를 이용하여 측정하였으며, 그 결과를 **그림 5-1**에 나타내었다. 그림에서 보듯이 열영향부 용융선 근처에서 가장 높은 경도값을 나타내었는데, EG-C07의 경우 172Hv, EG-C11의 경우 198Hv, 마지막 조건인 EG-C15의 경우 206Hv로서 탄소함량이 증가할수록 높은 경도값이 측정되었다. 이는 탄소함량이 증가함에 따라서 기지 자체의 경도값이 증가하였을 뿐 아니라, BF와 WSF의 분율이 증가하여 경도가 증가하였다. 이는 침상형 페라이트 영역에 작은 결정립의 AF, BF, WSF가 치밀한 구조를 이루어서 조대화된 결정립들에 비해 경도가 우수하기 때문이다. 또한 EG-C07의 조건의 경우 탄소함량이 상대적으로 작고, 형성된 상의 경우 CGHAZ를 제외하면 대부분이 PF로 구성되어있기 때문에 상대적으로 경도값이 낮게 측정되는 것으로 분석된다.

그림 5-2과 **표 5-1**은 각 조건의 용접부 인장시험 결과를 보여주고 있다. 각 조건에 해당되는 강재에 대하여 인장 특성 평가를 진행한 결과 파단 위치는 모재로 확인 되었고, 탄소함량이 증가할수록 인장 강도 또한 증가하는 것을 확인 할 수 있었다.

인장 강도와 경도는 모두 재료의 소성변형에 대한 저항성을 나타내며, 위 두 시험을 통해, 두 성질 사이에는 비례 관계가 있다는 것을 알 수 있다.

Fig. 5-1. Vickers Hardness of Steel HAZs

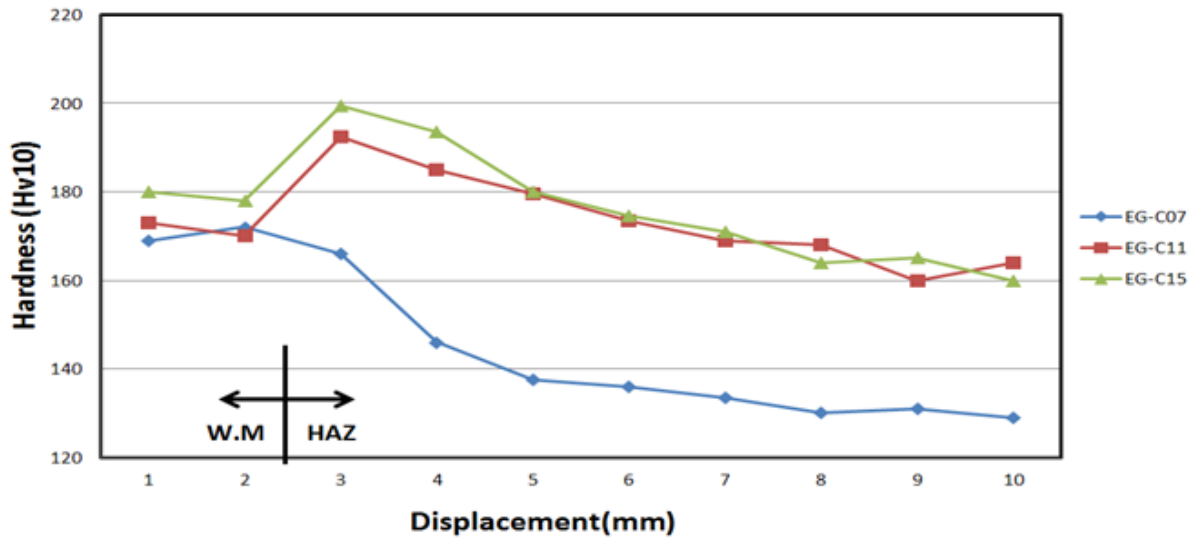
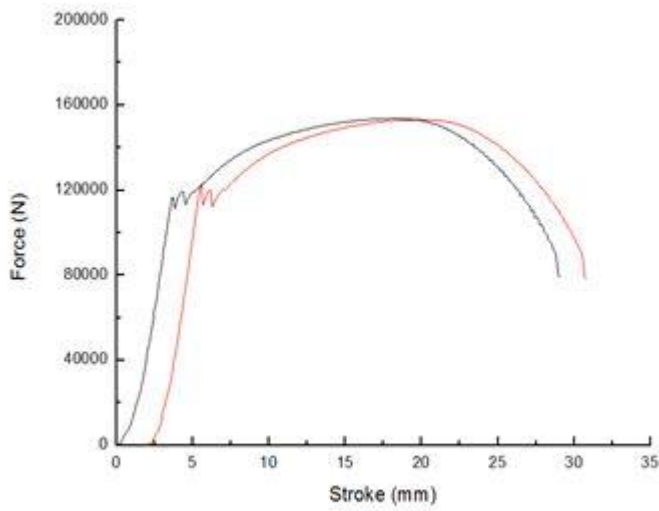
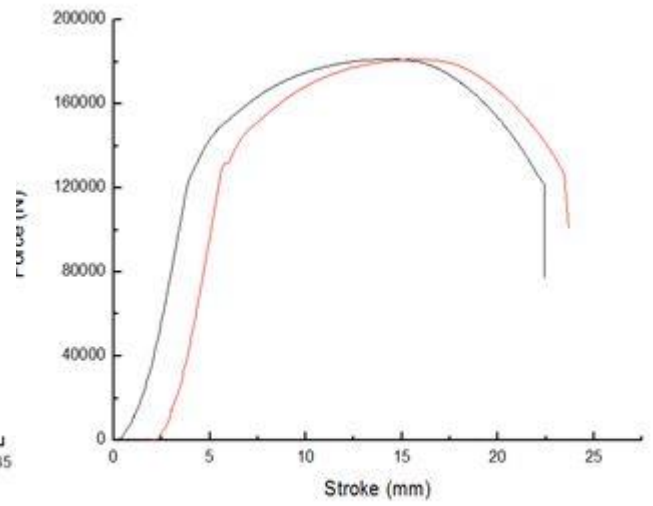


Table. 5-1. Tensile test results

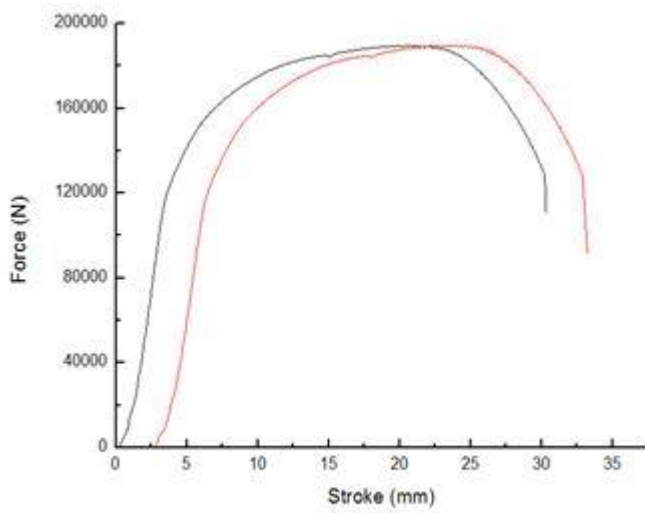
Condition	Tensile strength(MPa)	Fracture Position
EG-C07-1,2	453, 452	Base Metal
EG-C11-1,2	539, 544	Base Metal
EG-C15-1,2	567, 563	Base Metal



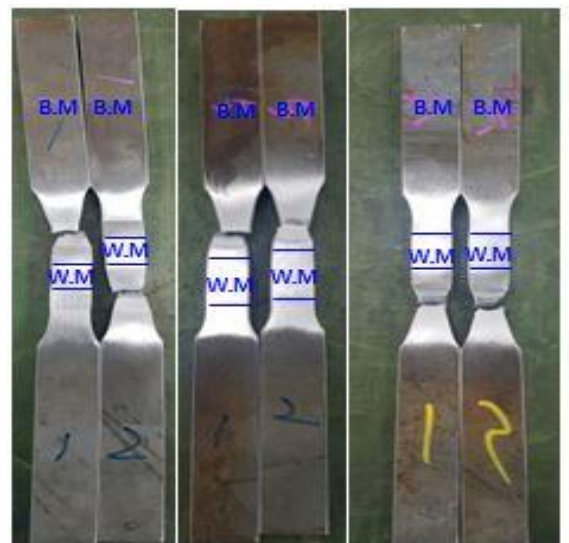
▲ EG-C07



▲ EG-C11



▲ EG-C15



▲ Fracture position

Fig 5-2 Tensile test of each condition and tensile test specimen

5.1.2 샤르피 충격특성

그림 5-3에 0°C와 -20°C에서의 샤르피 충격 시험한 HAZ시편의 샤르피 흡수에너지를 나타내고 정리하였다. 여기서는 저온 인성값의 보증에 주로 사용되는 0°C에서의 샤르피 흡수에너지를 비교하여 분석하였다.

Fusion Line으로부터 시작하여 1mm 단위로 Fusion Line+2mm까지 시험을 진행하였고, 모든 조건의 경우 Fusion line에서 멀어질수록 충격인성이 증가하는 것을 관찰할 수 있었다. 앞서 대입열 용접에서 언급한 문제점인 용융선 근처 결정립 조대화에 따른 충격인성의 저하를 확인할 수 있었고,[43-46] 용융선에서 멀어질수록 충격인성이 증가하는 이유는 감소하는 Peak temperature에 따른 결정립의 미세화로 판단된다. 그러나 Fusion Line+2mm에서 낮은 충격 값을 보이는 조건이 발생하였고, 이 이유는 ICHAZ라 불리는 이상영역에서 생기는 MA상의 영향으로 판단되고 관련된 연구가 많이 진행되고 있다.[26-28]

또한 노치위치에 따른 탄소함량의 영향을 살펴보았을 때, 탄소함량이 가장 적은 조건(EG-C07)에서 충격 인성 값이 높은 것을 관찰 할 수 있었고, Fusion Line에서 평균 충격 인성이 137J 정도로 남은 두 조건보다 3~4배 정도 높은 것으로 관찰되었다. 탄소함량이 가장 높은 조건인 EG-C15에서는 Fusion Line에서의 평균 충격 인성이 34J로서, 가장 낮은 충격 인성 값이 관찰되었다. 그리고 충격시험온도가 0°C에서 -20°C로 떨어질수록 충격인성의 감소되는 경향이 관찰 되었다.

그림 5-4, 5-5와 그림5-6은 Fusion Line에서의 샤르피 충격시편의 파면을 나타내었다. 0°C에서의 샤르피 충격시편의 파면을 주사전자 현미경으로 관찰하여 자세히 분석하고자 하였다. 탄소함량이 상대적으로 작은 EG-C07시편은 샤르피 충격 시험에 의한 시편의 변형이 가장 많고 노치 근처의 파괴개시부(crack initiation region)을 비롯하여 많은 부분에서 연성파괴로 인한 전단파면이 나타나고, 다른 조건의 시편에 비하여 낮은 분율의 취성 벽개 파면(cleavage facet)이 관찰 된다. 반면 탄소함량이 높은 EG-C15의 샤르피 충격시편의 경우 시편의 가장자리에 shear lip이 거의 관찰 되지 않으며, 노치근처의 파괴개시부를 제외하고 시편 전체에서 취성의 벽개파면이 잘 관찰된다. 이러한 결과를 통해 탄소함량이 높아질수록 전단파면율이 감소하며 취성파괴가 잘 일어나는 것을 확인 할 수 있다.

그림5-7부터 5-9 까지는 Fusion Line +2mm에서의 샤르피 충격시편의 파면을 나타내었

다. +2mm노치 위치에서도 탄소함량이 작은 조건(EG-C07)의 경우 매우 높은 전단파면율을 확인할 수 있고, 취성의 벽개파면을 관찰할 수가 없었다. 하지만 이 조건을 제외하고 탄소함량이 높은 조건에서는 노치근처의 파괴개시부를 제외하고 연성파괴부를 찾기가 힘들었다. 앞선 Fusion Line의 조건들과 파면을 비교하여 보았을 때, 전판 파면율은 비슷하게 관찰되지만, 구성되어 있는 결정립의 크기와 형성된 상이 다르므로 그에 따른 연구와 고찰이 필요하다.[25-28, 48]

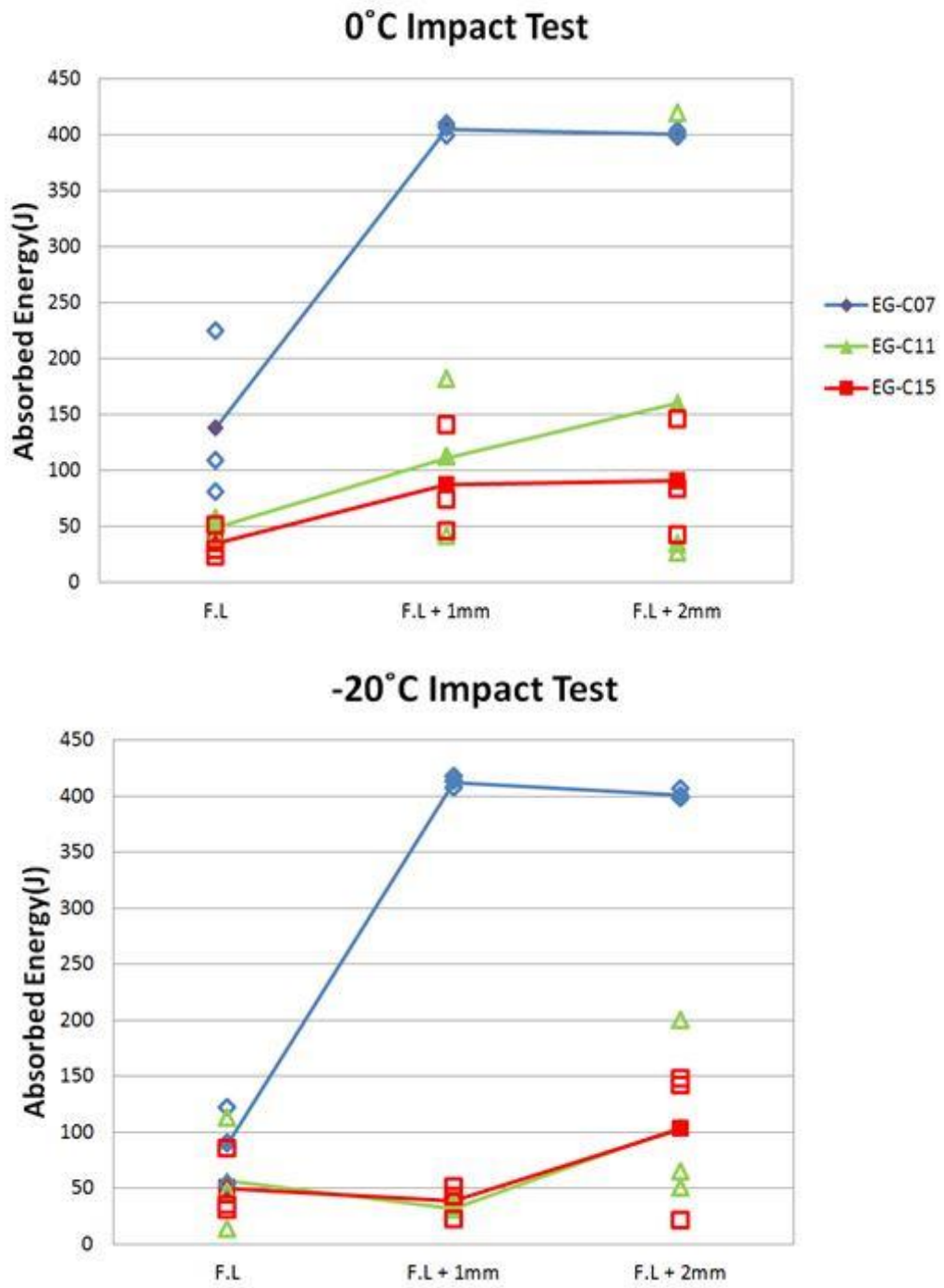


Fig. 5-3. Variation of Charpy absorbed energy at 0°C and -20°C

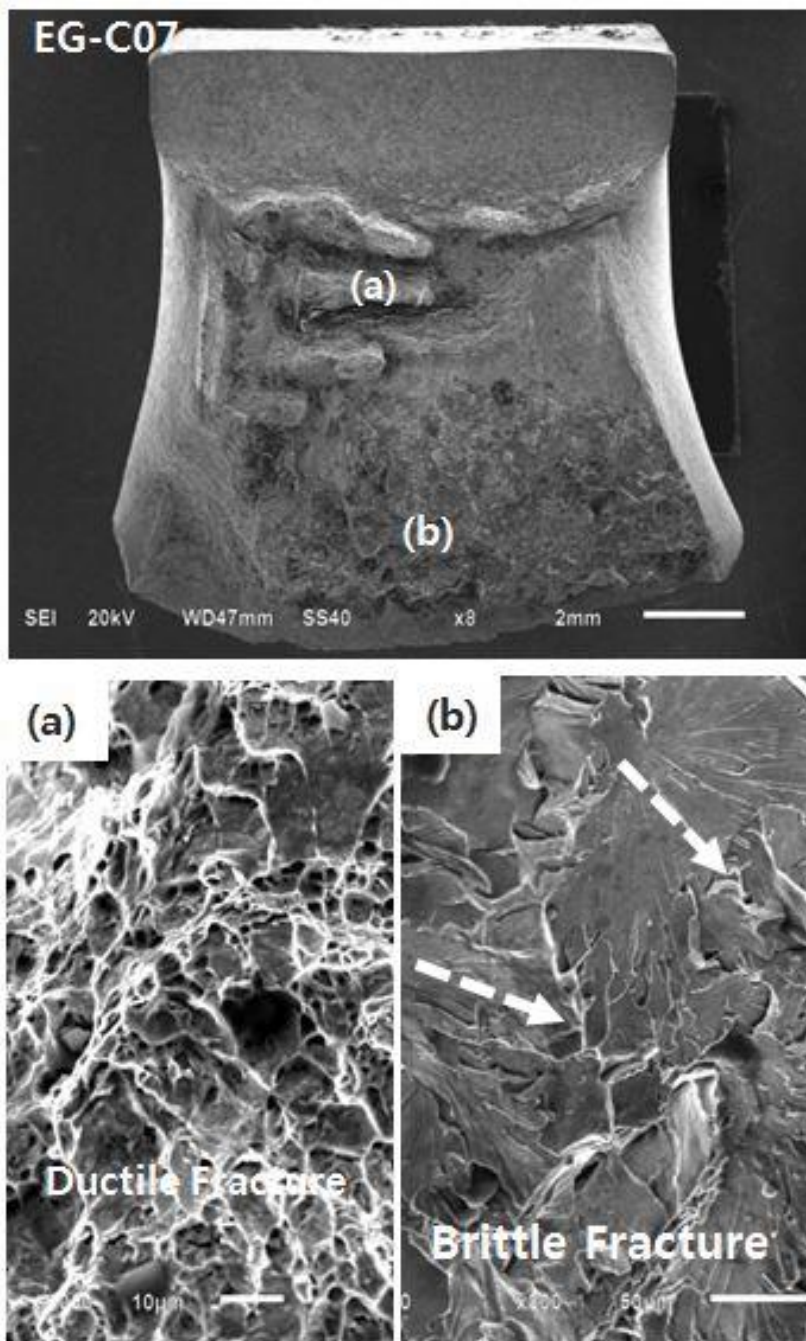


Fig. 5-4. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C07 fusion line specimen

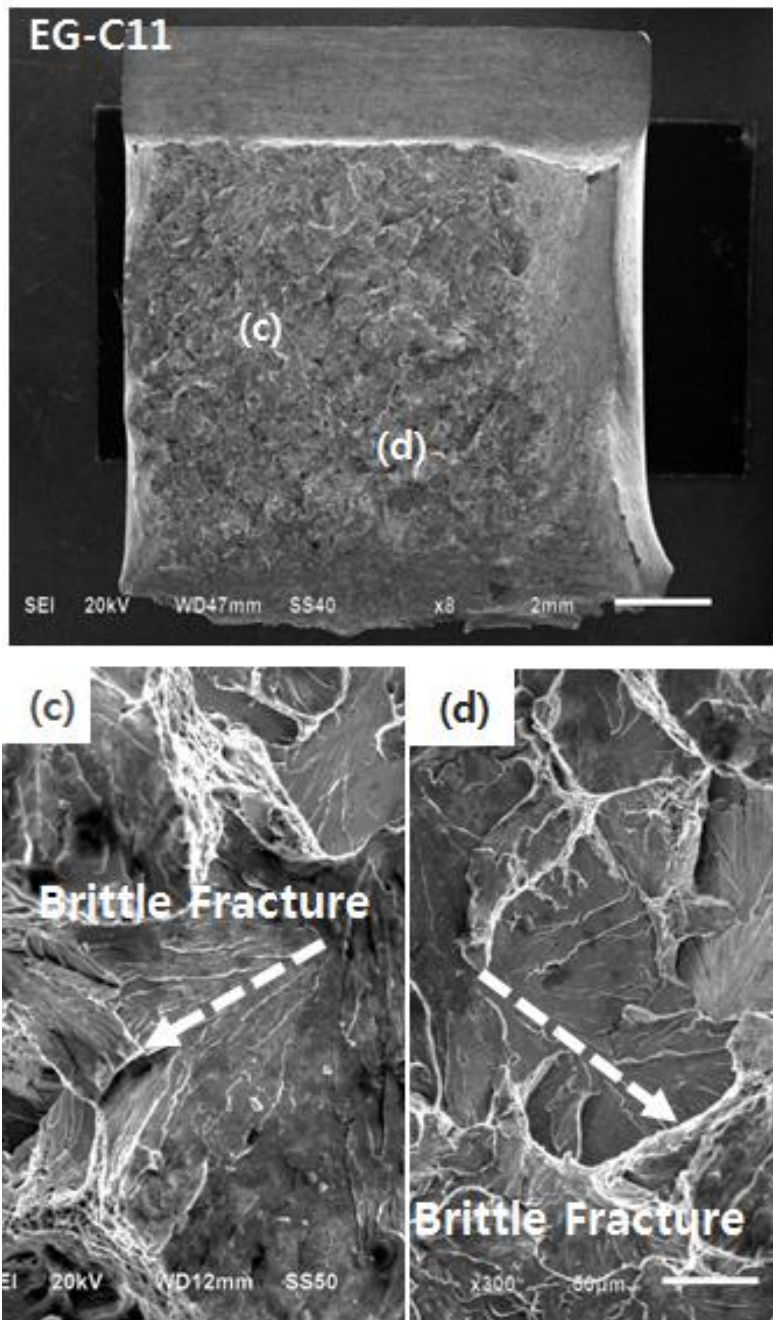


Fig. 5-5. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C11 fusion line specimen

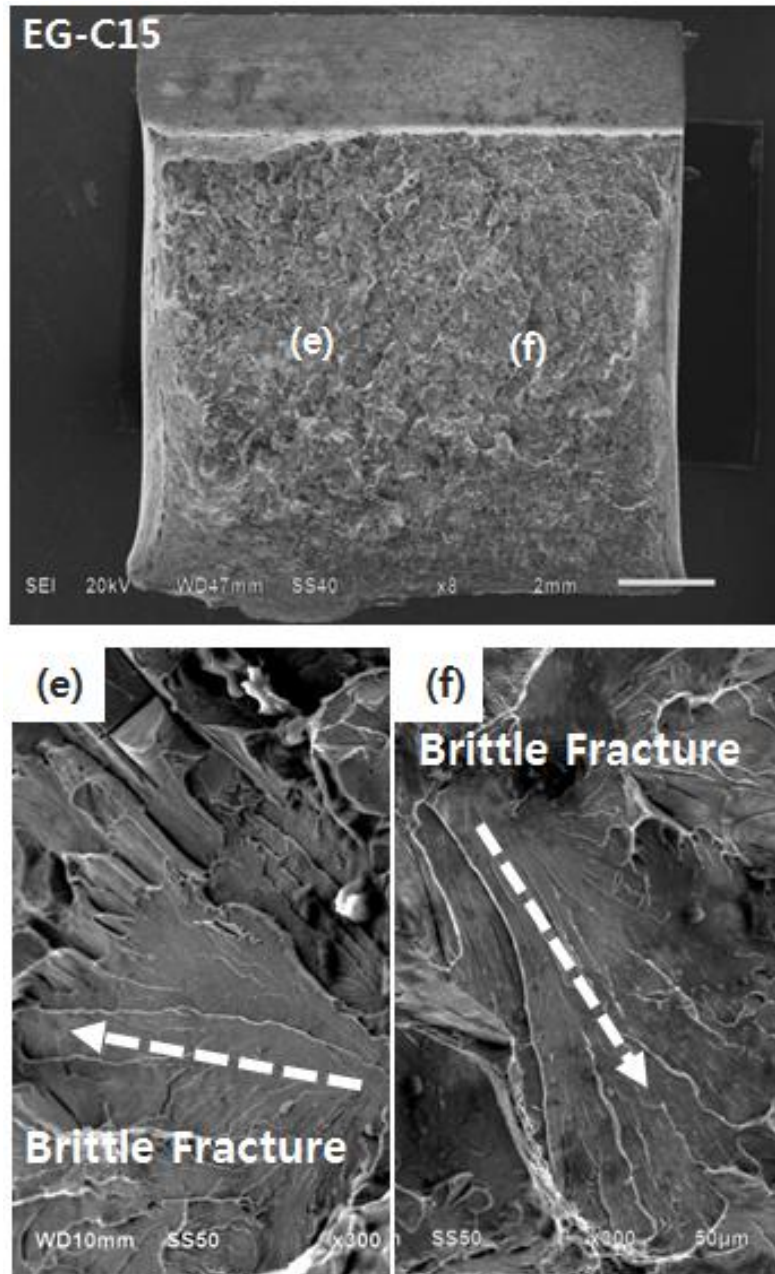


Fig. 5-6. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C15 fusion line specimen

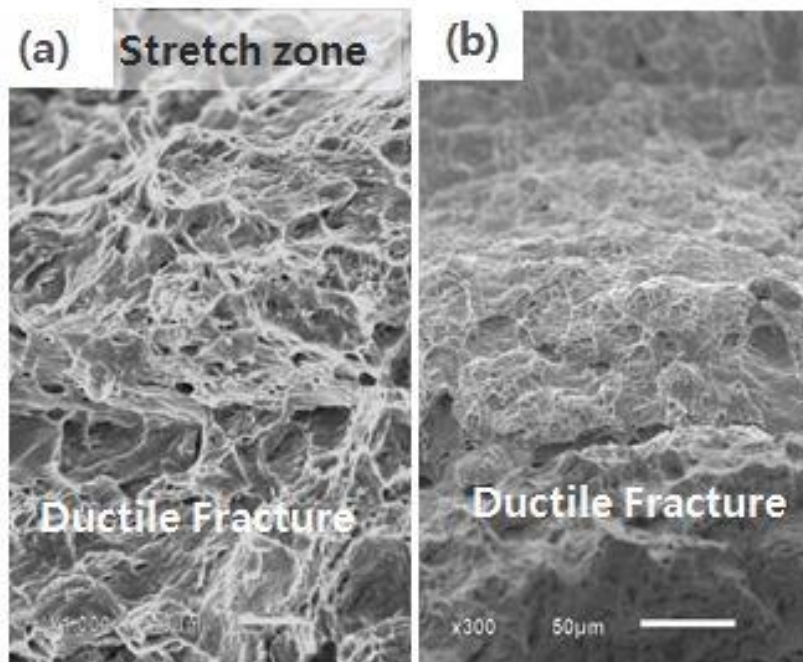
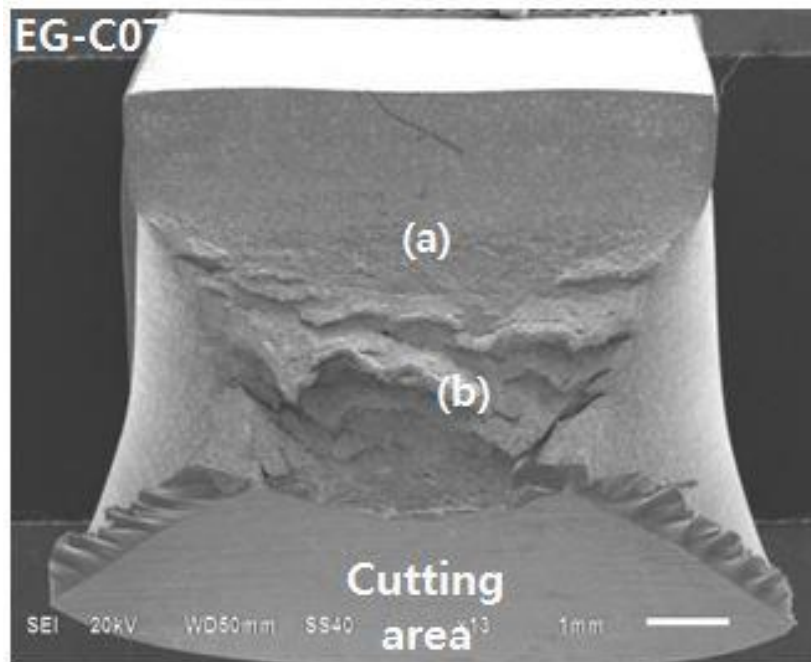


Fig. 5-7. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C07 fusion line +2mm specimen

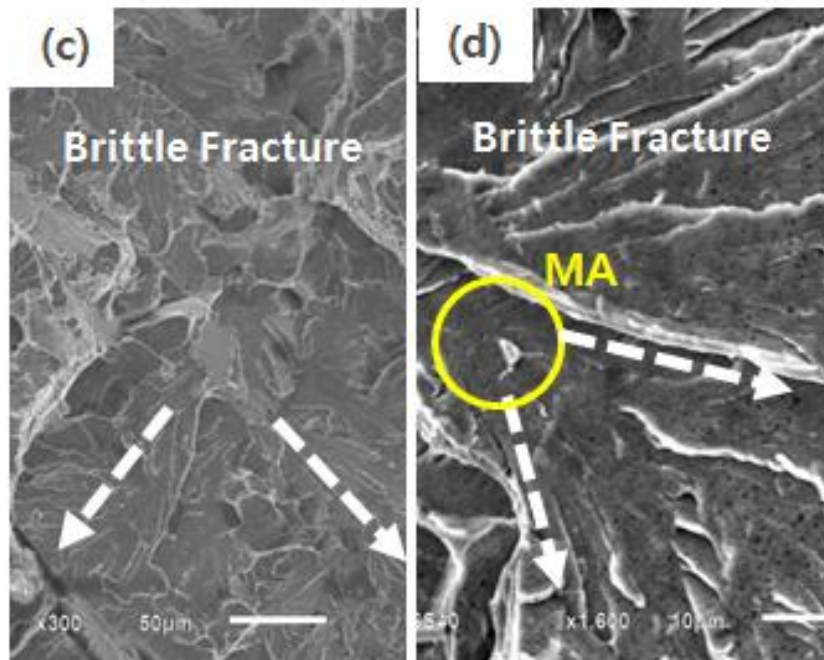
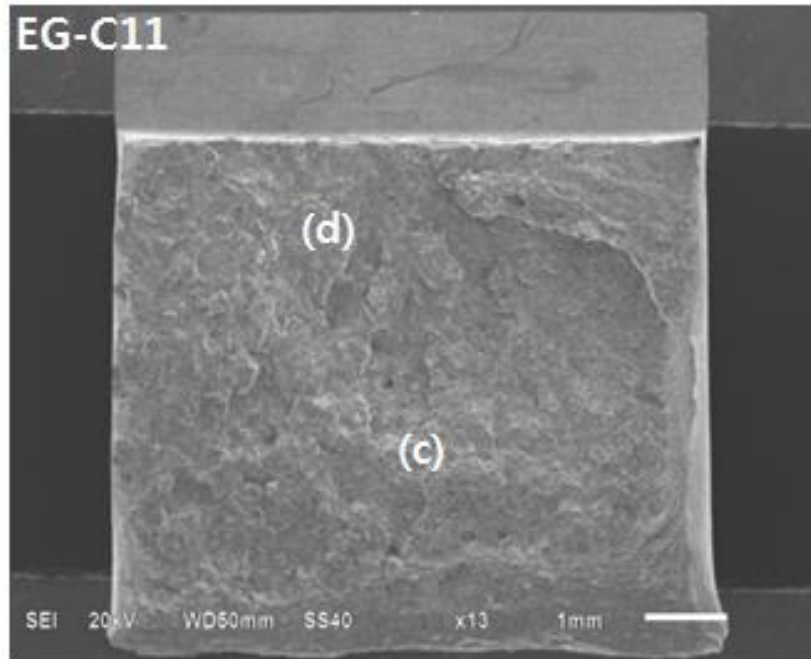


Fig. 5-8. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C11 fusion line +2mm specimen

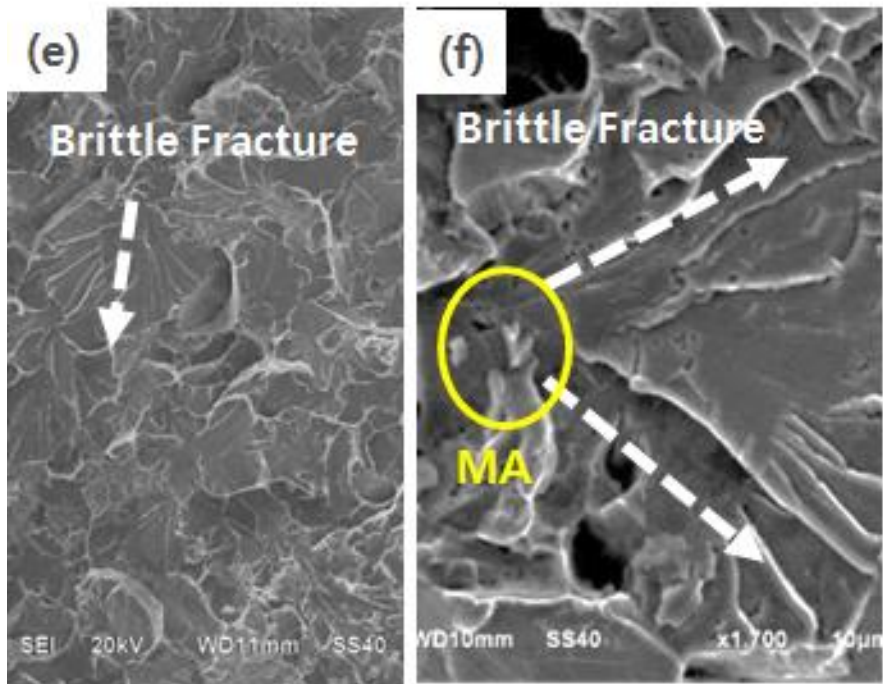
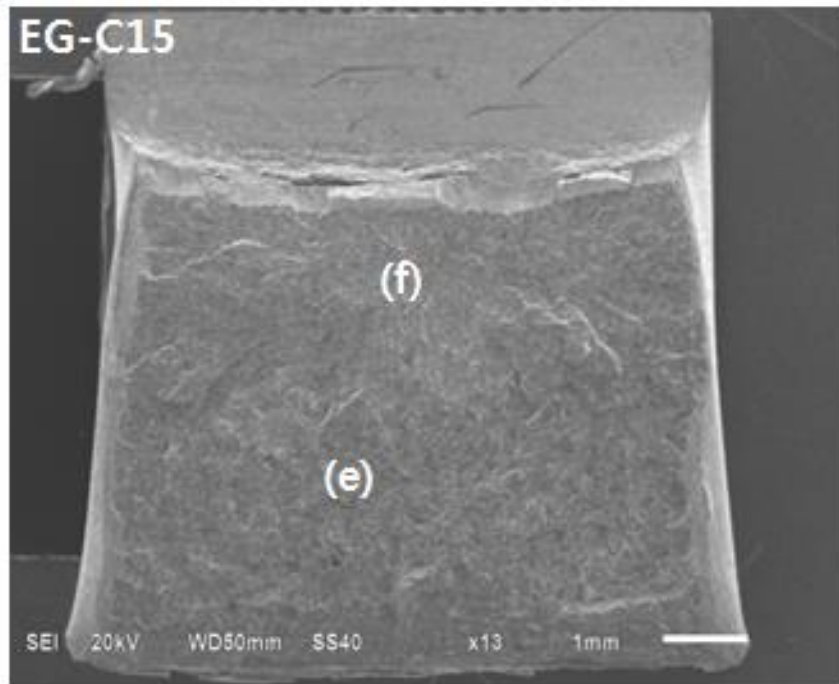


Fig. 5-9. Fractographs of Charpy impact specimens fractured at 0°C for the EG-C15 fusion line +2mm specimen

5.1.3 파괴전파 기구 특성

HAZ시편의 저온에서 파괴 전파 기구를 분석하기 위해서 0°C에서 샤르피 충격시험을 시험한 시편을 파단시켜 파단면은 Ni코팅하여 광학현미경으로 관찰 하였다. 모든 시편은 취성의 벽개 파면이 관찰되며, 조대한 P와 BF가 존재하는 EG-C15시편에서는 단위 균열 길이(unit crack path)가 수십 μm 이상으로 큰 영역이 많이 관찰 된다.(그림 5-12) 반면, 탄소함량이 낮아질수록 단위균열길이가 줄어드는 것을 관찰할 수 있다. 파단면을 관찰하여 벽개 균열 전파 경로(cleavage crack propagation path)를 분석하면, 미세조직 사이의 계면에서 균열의 진행 경로가 바뀌는 것을 관찰 할 수 있다. EG-C07(그림 5-10)의 경우에는 침상형페라이트 영역의 미세한 AF, BF, PF가 혼재된 부분에서는 균열의 진행경로가 자주 꺾여서 단위균열길이가 상대적으로 짧게 관찰 된다.

그림 5-13~1-5-15는 Fusion Line+2mm 지역의 샤르피 충격시험편에 대한 파단면을 분석한 그림이다. 탄소가 가장 적은 조건(EG-C07)의 경우 균열진전에 많은 저항을 받아 조직이 연신되어 상을 관찰 하기 힘들다. 그 외 조건들의 경우 Fusion Line에서의 파단면 분석과는 다르게 유효결정립도가 작은 상으로 구성되어 있어 균열 진행에 많은 barrier가 존재하여 진행경로가 자주 꺾이는 것을 확인할 수 있다. 하지만 Fusion Line+2mm에서 샤르피 충격시험 결과 일부 조건에서 낮은 충격 인성 값을 확인 할 수 있는데, 이는 MA상과 같은 취성상으로 인하여 전파개시에 대한 영향이 클 것으로 예상되고, 고찰이 필요한 부분이다.

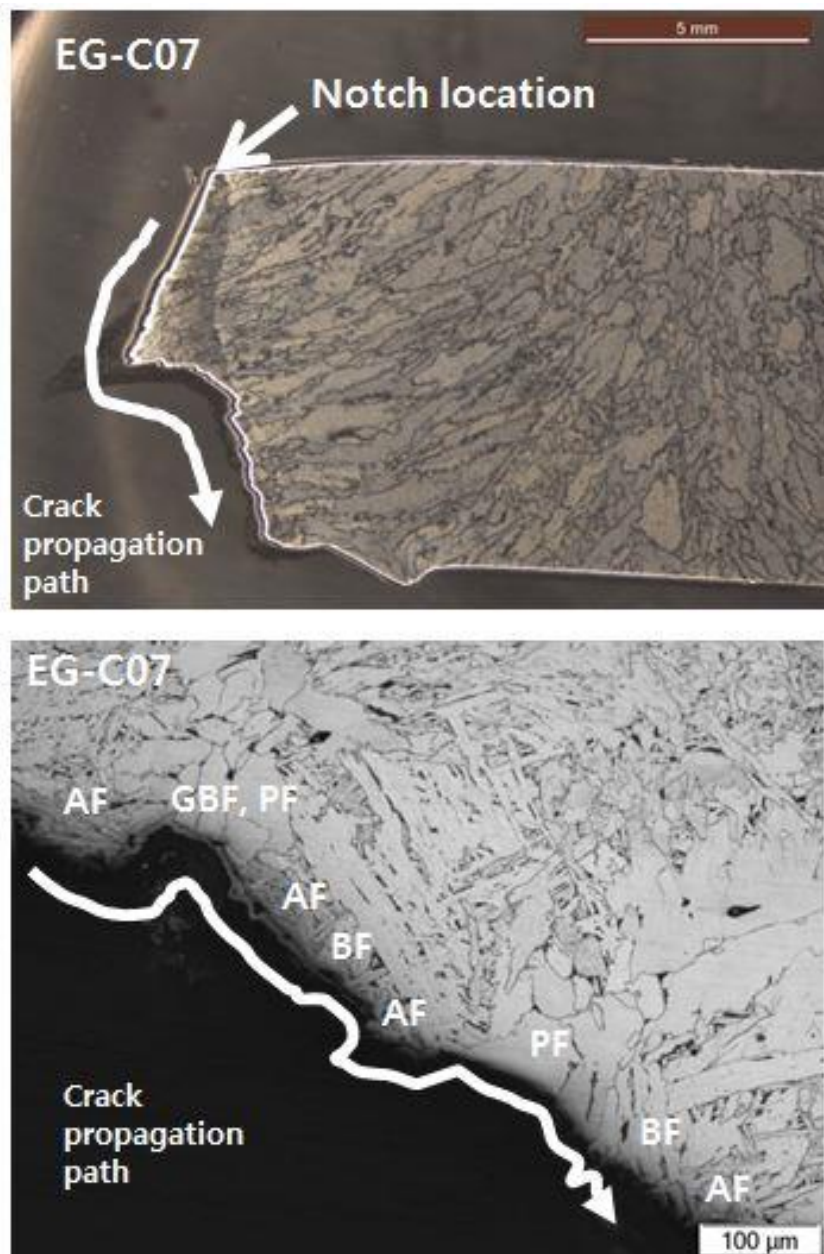


Fig. 5-10. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the impact toughness fractured at 0°C for the EG-C07 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line)

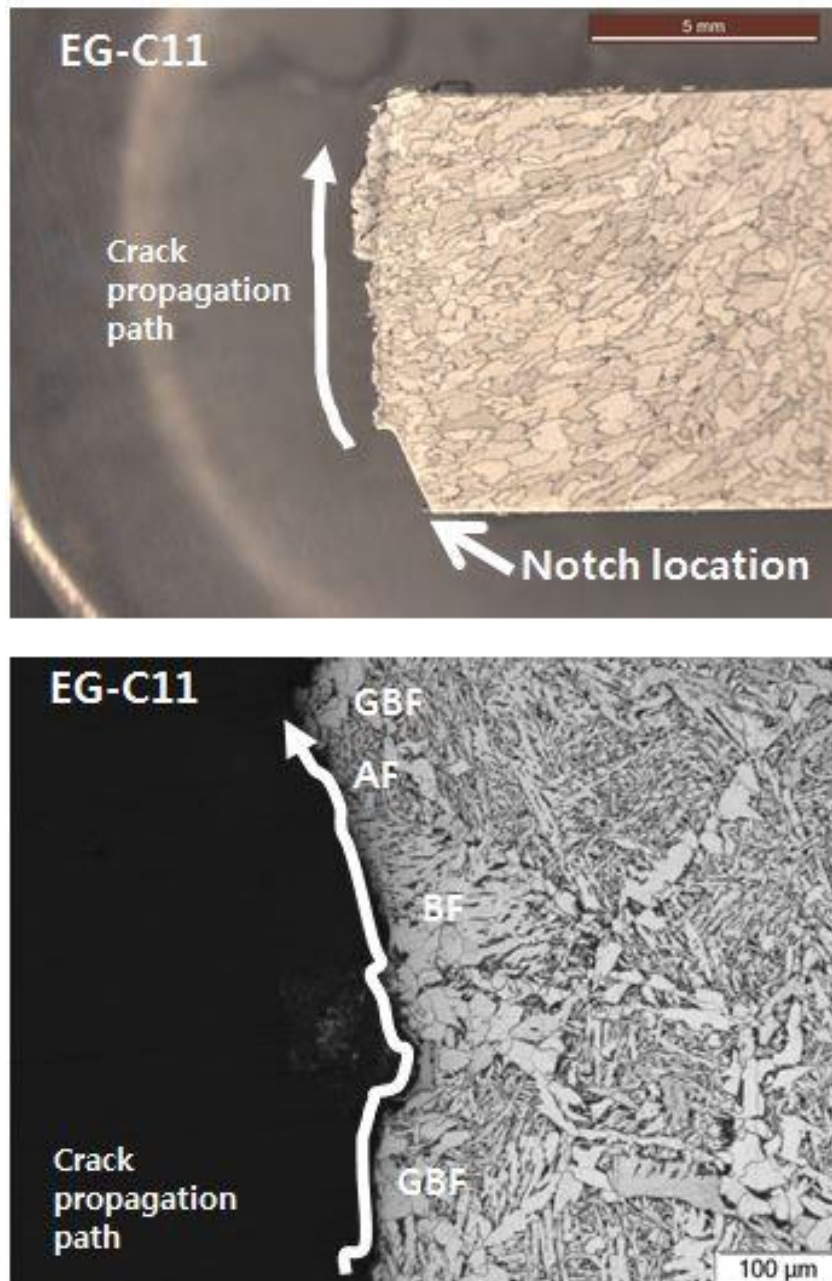


Fig. 5-11. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the impact toughness fractured at 0°C for the EG-C11 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line)

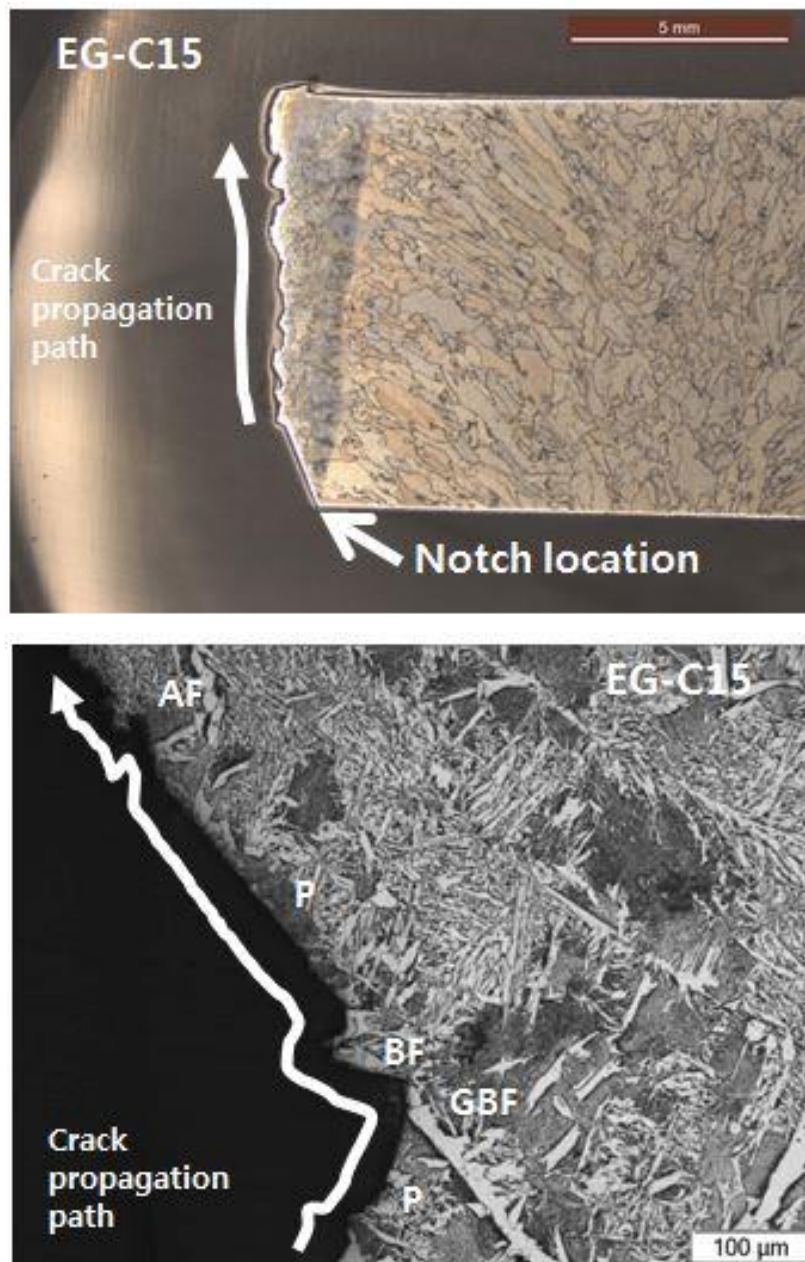


Fig. 5-12. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the impact toughness fractured at 0°C for the EG-C15 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line)

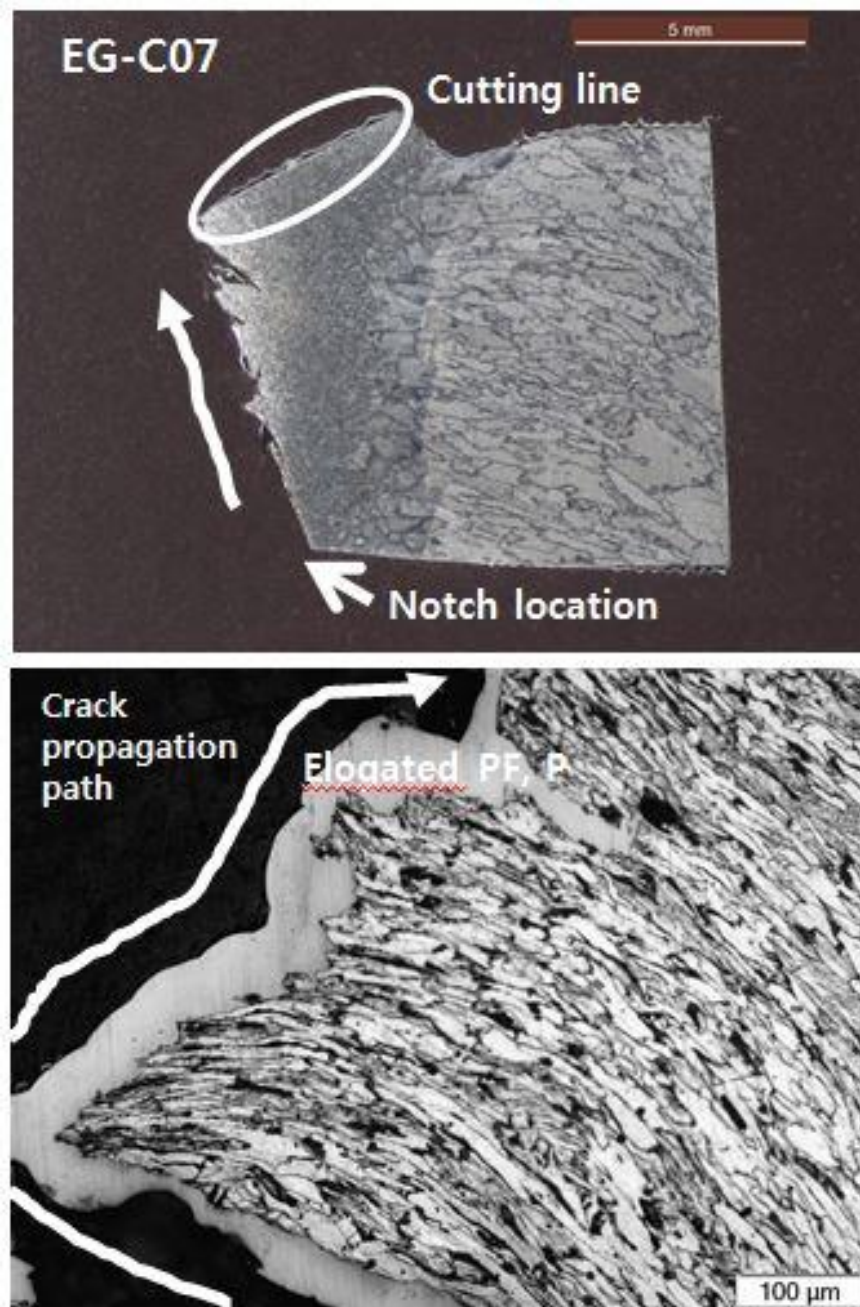


Fig. 5-13. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the impact toughness fractured at 0°C for the EG-C07 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line+2mm)

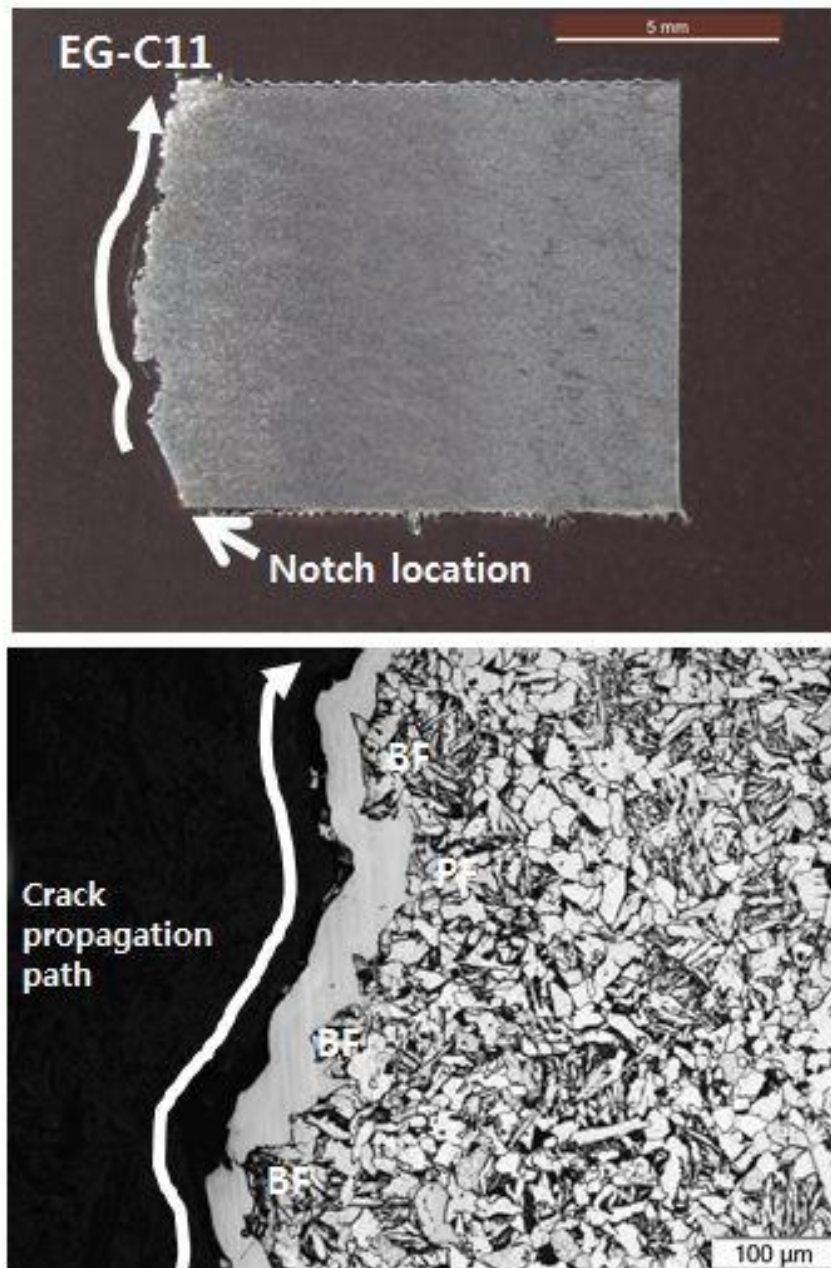


Fig. 5-14. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the impact toughness fractured at 0°C for the EG-C11 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line+2mm)

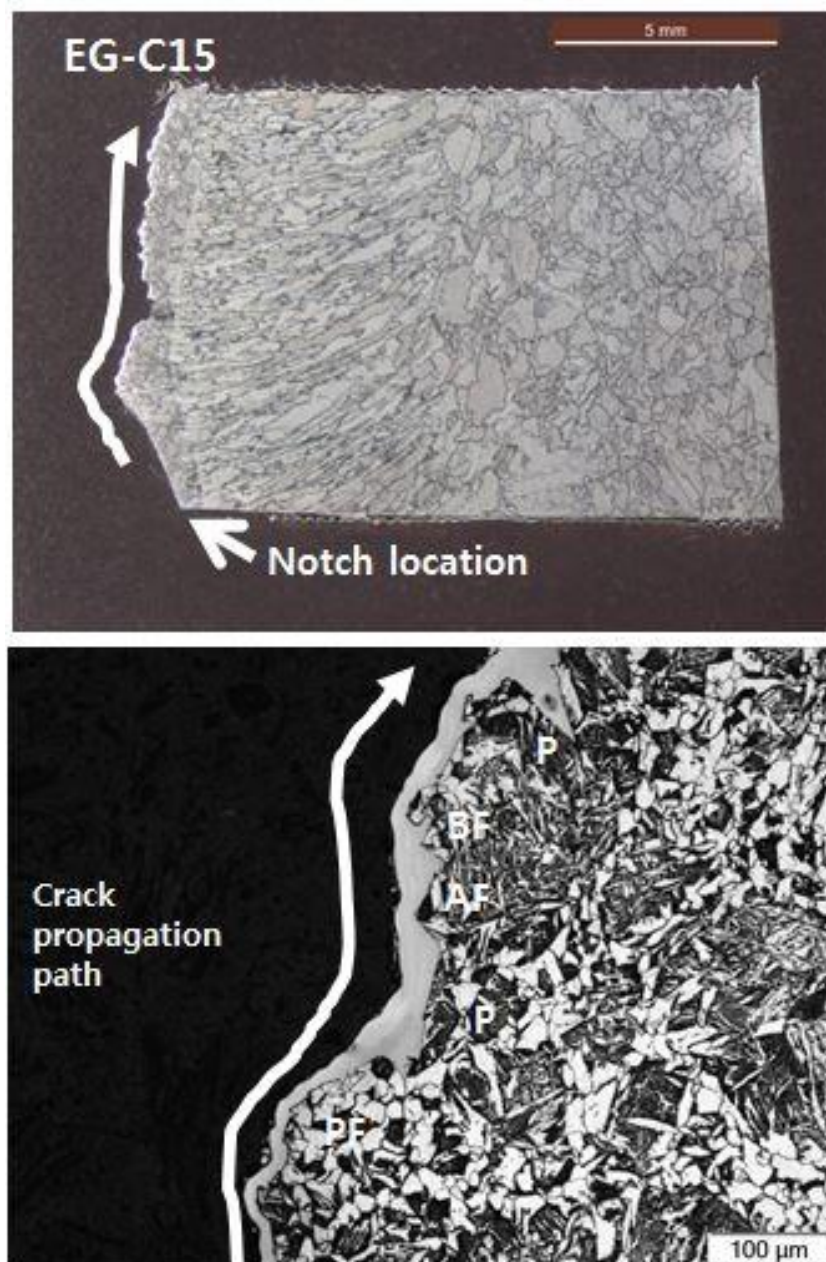


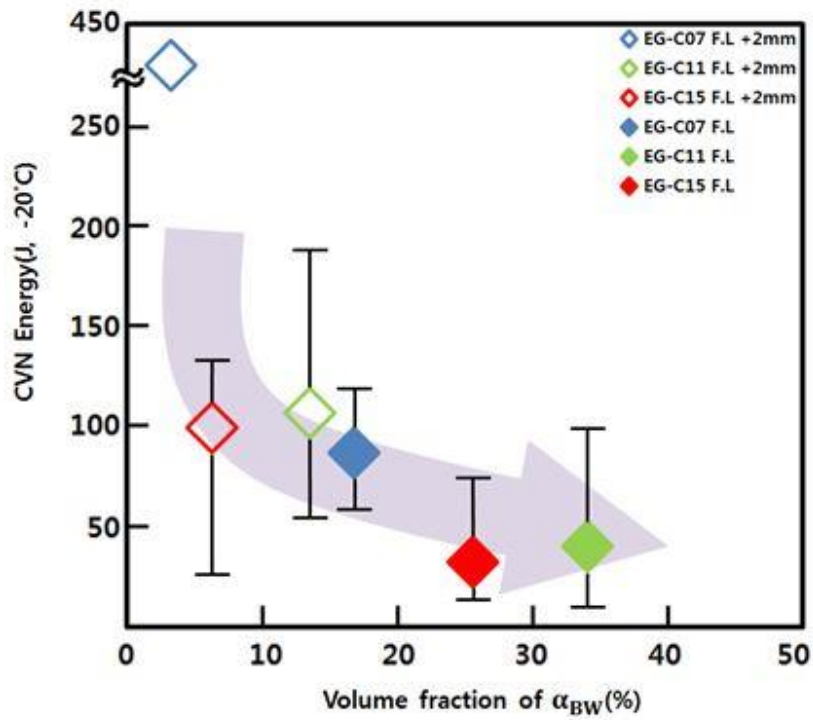
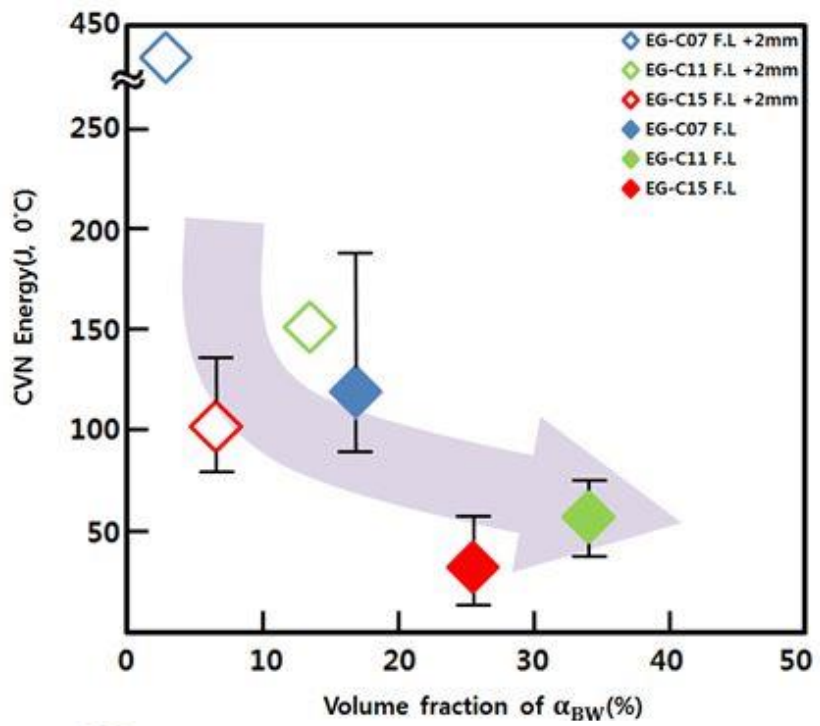
Fig. 5-15. OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the impact toughness fractured at 0°C for the EG-C15 specimen, showing the crack propagation path(Fusion Line+2mm)

5.2 고 찰

5.2.1 HAZ 미세조직과 기계적 특성의 상관관계

미세조직 변화에 의한 샤르피 충격흡수에너지 변화를 살펴보면, 모재의 USE와 본 연구에서 시험된 0, -20°C에서의 열영향부 샤르피 흡수에너지는 큰 차이를 확인 할 수 있다. 이는 용접 후 미세조직이 주로 인성이 낮은 BF, WSF 와 조대화된 P로 구성되었기 때문이고, 또한 대입열 용접에 의하여 구오스테나이트 결정립 크기가 조대화 됨으로써 조대화된 GBF가 인성에 악영향을 주어 흡수에너지가 감소하였을 것이라고 생각된다.[1,3,42-46]

그림 5-16은 0°C와 -20°C에서 시험한 샤르피 흡수에너지와 BF와 WSF영역의 상관관계를 나타내었다. 그리고 표 5-2에서 Fusion line에서의 grain size크기를 정리하였다. 표 5-2를 참조하였을 때, 3조건 모두 grain size의 경우 약 450 μ m 정도로 일정하게 측정되었으며, 이는 동일한 입열량 제어에 의하여 측정된 것으로 생각된다. 그리하여 Fusion line에서 충격인성 차이는 형성된 미세조직의 차이로 유추 할 수 있다. 0°C에서는 BF와 WSF영역의 분율이 20% 이하일 때는 평균 샤르피 흡수에너지가 100J 이상이지만, 그 이상일 경우 샤르피 흡수에너지가 점차 감소하여 50J이하가 된다. -20°C에서도 BF와 WSF 분율이 약 20%이상일 경우 50J 이하가 되고, 이렇게 시험온도가 감소함에 따라서 샤르피 흡수에너지가 감소하는 것은 저온에서 취성파괴가 잘 일어나기 때문이다. 그리고 탄소함량이 높은 EG-C15 용융선 근처 샤르피 흡수 에너지는 BF와 WSF 분율이 30% 이하임에도 낮은 충격 값을 나타내었는데, 이는 **그림 5-17**과 같이 조대화된 펄라이트가 균열진전에 영향을 주어 샤르피 흡수에너지가 감소하였을 것이라고 생각된다.[47] 또한 탄소함량이 낮은 조건(EG-C07)의 경우 낮은 경화능으로 인해 PF 및 AF가 형성되었고, 이 두 가지 상[PF,AF]의 경우 흡수에너지가 높은 상으로 구분 될 수 있어 대입열 용접조건에 의해 용융선 근처 조대화된 결정립에도 불구하고 상대적으로 높은 충격에너지를 갖을 수 있다. [22,23,24] 또한 EG-C15 F.L +2mm 조건에서는 두가지 온도 조건 모두 BF와 WSF분율이 10%이하에도 불구하고 낮은 샤르피 흡수에너지가 관찰되는데, 이러한 이유는 열영향부 이상영역에서 형성된 높은 분율의 MA상이 **그림 5-18**과 같이 파괴 개시에 영향을 주어 샤르피 흡수에너지가 감소하였을 것이라고 생각된다.[28,30,31,36]



* α_{BW} : Bainitic Ferrite + Widmanstatten Ferrite

Fig. 5-16 Relationship between Charpy absorbed energy at 0,-20°C and volume fraction of BF, WSF region

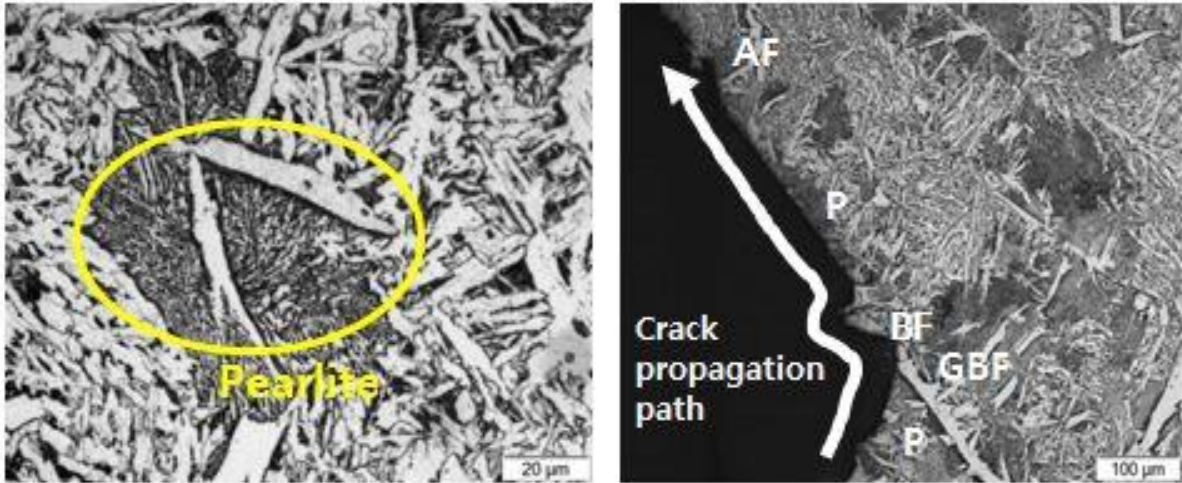


Fig. 5-17 Coarsened pearlite and cross section analysis(EG-C15)

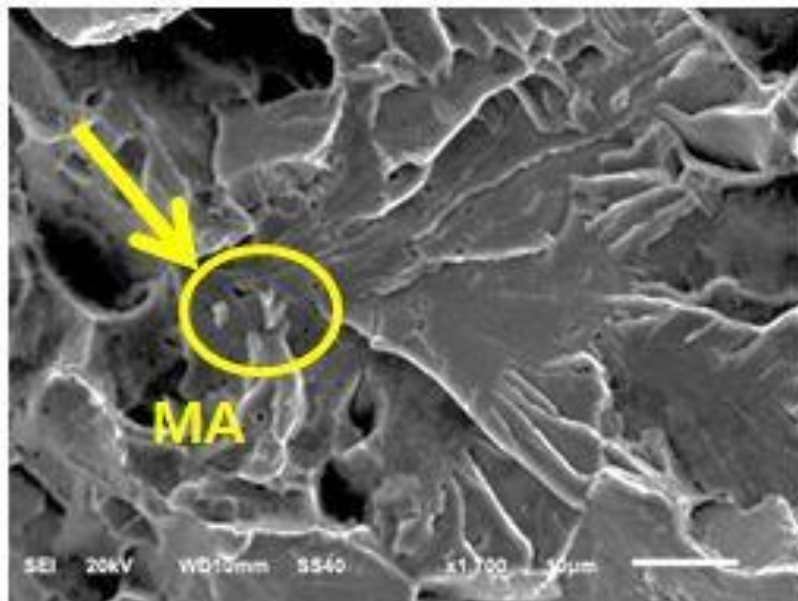


Fig. 5-18 Fractographs of Charpy impact specimen (EG-C15, MA constituents)

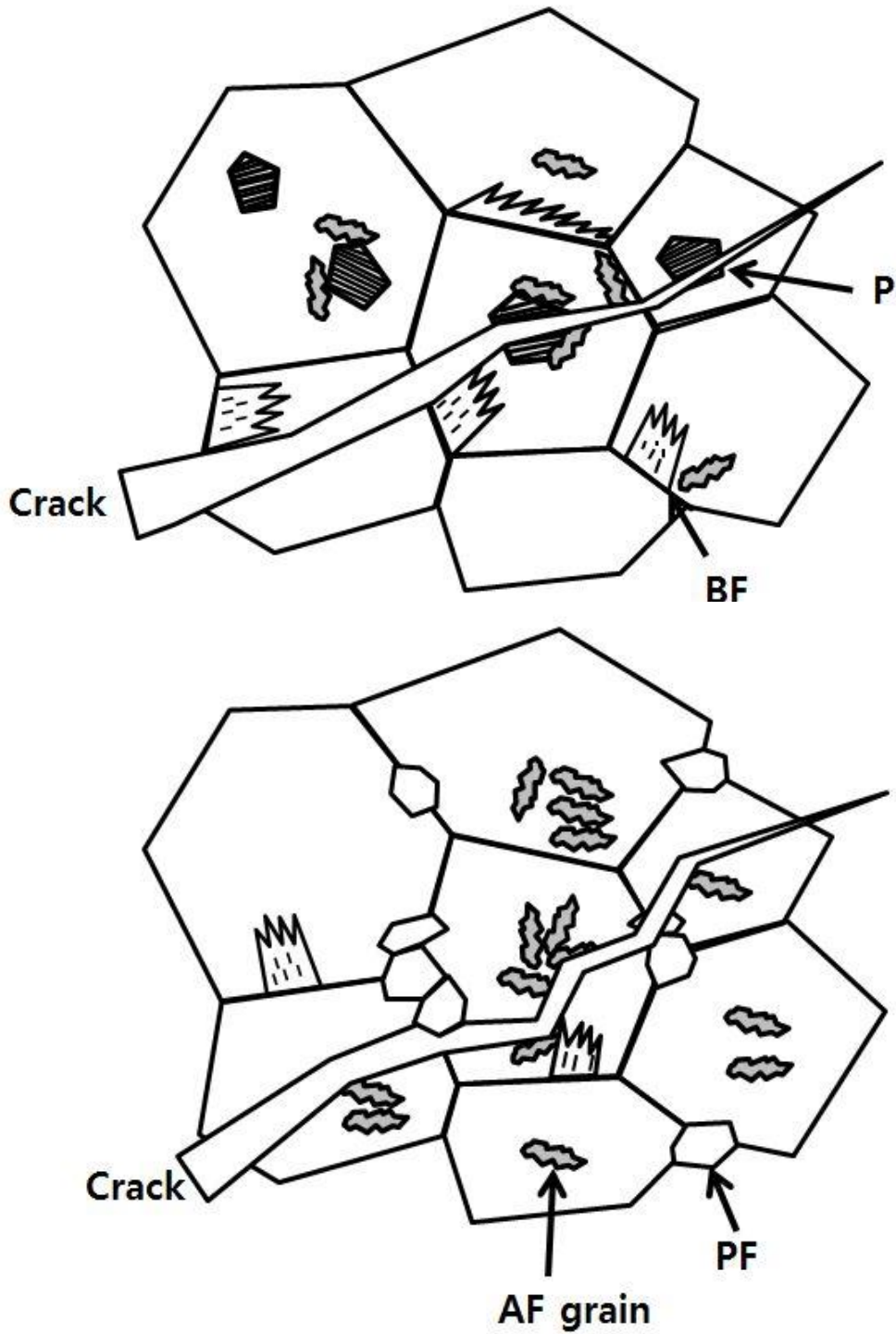


Fig. 5-19 Schematic of crack propagation(Fusion Line)

Table. 5-2 Fusion line grain size

Condition	Grain Size(μm) (Fusion Line)
0.07wt%C	456.84
0.12wt%C	435.95
0.16wt%C	460.41

제 6 장 결 론

탄소함량이 다른 3가지 강재를 이용하여 대입열 용접에 따른 용접열영향부의 충격인성 변화를 알아보기 위해 Electrogas welding(EGW)기법을 이용하여 열영향부의 미세조직 및 인성을 관찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 3가지 탄소함량을 갖는 각각의 강재에 대입열 용접공정이 적용되었을 때, 용융선 근처 미세조직이 조대화 되었으며, 탄소함량이 증가할수록 저온변태상(WSF, BF)의 분율이 증가하였다. 특히 탄소가 가장 높은 조건의 경우 용융선 근처 결정립에서 조대화된 P(pearlite)가 존재하며, 용접 열영향부 최고온도가 이상영역의 온도구간을 겪는 지역에서 탄소함량이 증가할수록 MA(Martenite-Austenite constituent)상의 분율도 증가하였다.
2. 탄소함량이 증가함에 따라 상변태 온도인 Ac3 온도가 감소하게 되고, γ 의 열이력을 받는 지역이 늘어나게 된다. 이 때 상변태 온도에 따른 HAZ영역의 분포차이가 발생하게 된다. 이러한 이유로 인하여 탄소함량이 증가함에 따라서 CGHAZ가 넓어지는 것을 확인할 수 있다.
3. 용접 열영향부의 비커스 경도는 모재보다 높으며, 이는 모재를 구성하는 PF(Polygonal ferrite)와 P보다 경도가 높은 WSF, BF가 열영향부에 많이 형성되기 때문이다. 또한 탄소함량이 증가할수록 열영향부의 경도가 높았는데, 이는 탄소함량 증가에 따른 조직의 경화능이 증가하였기 때문이다.
4. 용접 열영향부의 샤르피흡수에너지는 PF보다 상대적으로 인성이 낮은 WSF, BF, MA 그리고 조대화 된 P의 형성으로 모재보다 감소하였다. 각 조건에 대하여 비교 해봤을 때, 탄소함량이 가장 적은 조건에서 모든 노치 위치에서 샤르피 흡수 에너지가 높고, 상대적으로 높은 전단파면율이 일어나는 것을 확인할 수 있다. 이는 좁은 CGHAZ와 함께 PF의 형성으로 다른 조건들에 비해 작고 치밀한 구조를 이루기 때문이다. 또한 각 조건들 모두 용융선 근처의 결정립이 조대화 된 지역에서의 샤르피 흡수에너지가 가장 낮게 관찰되었고, 용융선에서 멀어질수록 흡수 에너지가 높게 나타내었다.

5. 0°C에서 시험한 샤르피 충격시험편의 파괴전파 기구를 분석한 결과, 용융선 근처의 조건(Fusion Line)에서 균열 전파의 경우 조대화된 결정립계 페라이트(GBF)를 따라 진행되며 진행경로의 경우 100 μm 이상으로 길었고, 특히 탄소함량이 가장 높은 조건의 조대화된 P에서 단위균열 길이가 가장 길게 관찰되었다. 그리고 Fusion Line +2mm 지역에서는 미세화된 결정립으로 인하여 균열의 진행경로가 자주 꺾여서 전파 경로가 수십 μm 이하로 짧았다. 하지만 일부 탄소함량이 높은 조건의 경우 MA상의 전파 개시에 관한 영향으로 쉽게 균열이 형성되어 낮은 샤르피 흡수에너지가 관찰되었다.

국문 초록

최근 선박의 대형화에 따른 강재의 후판화로 인해 생산성 확보가 요구되고 있고, 이를 위해 저입열 공정인 FCAW 기법보다 대입열 용접공정인 SAW와 EGW 기법이 적용되고 연구되고 있다. 그러나 대입열 용접공정이 적용되었을 때, 열영향부의 조대화로 인하여 강도 및 인성저하가 발생하고, 보통의 경우 대입열 용접열영향부의 충격인성을 확보하기 위해 Ti와 V 등과 같이 미량합금원소 설계가 된 TMCP강재가 사용되고 있다. 하지만 조선용 TMCP 강재의 90 % 이상이 미량합금이 포함되지 않는 일반 강재로서 탄소함량에 따라 물성이 결정된다. 그러므로 조선용 강재에 대하여 대입열 용접공정을 적용하기 위해서는 탄소 함량에 따라 강재의 용접성을 평가하는 것이 중요하다.

본 연구에서는 TMCP강재의 대입열 용접 열영향부의 충격 인성에 미치는 탄소 함량의 영향에 대하여 연구하였다. 탄소 함량이 다른 3 종류의 강재를 준비하고 동일한 입열량을 설정하여 EGW기법을 사용하여 용접을 진행하였다. 충격 인성의 평가는 샤르피 충격 노치 시험으로 수행되고, 조직학적 분석을 통하여 미세 조직과 충격 인성 사이의 관계를 연구하고 정리하였다. 연구 결과 탄소함량이 증가할수록 강재의 경화능이 향상시킴으로써 열영향부 입내에 bainitic ferrite, widmanstätten ferrite, pearlite, 그리고 martensite-austenite constituents(MA) 상분율을 증가시킨다는 것을 알 수 있었다. 열영향부의 이러한 미세 구조는 충격 인성에 부정적인 영향을 미치며, 특히 MA 성분과 함께 조대화 된 펄라이트 조직에 의해 충격 인성이 악화되었다. 이 경우, MA상으로 인한 균열 발생 지점으로 작용하였고, 조대화 된 펄라이트 지역을 따라 균열이 쉽게 전파되는 것을 확인할 수 있었다. 또한, 탄소함량이 증가할수록 강재의 Ac3 온도를 감소시킴으로써, CGHAZ의 폭을 증가시켰다. 이러한 연구 결과 대입열 용접부 충격인성 확보를 위해서는 열영향부 내에 MA상과 펄라이트상 형성을 억제하기 위하여 탄소함량 제한이 필요하다는 것을 알 수 있었다.

참고문헌

1. 최우혁, Journal of KWJS, Vol.30(2012), pp64-71
2. H. J. Sung, IIW, July(2010)
3. 이정수,大韓熔接.接合學會誌, Vol.28, (2010)
4. 김남인 외 2명, J. Kor. Inst. Met. & Mater., Vol.47 (2009), pp195-201
5. 박태구, M.S. Thesis, 2010
6. 이기복, M.S. Thesis, 2011
7. 김희진, KWJS,Vol.2010, (2010)
8. SUZUKI Shinichi, JFE GIHO,(2004), p.19-24
9. Yukio TOMITA, Naoki SAITO, ISIJ, Vol.34,(1994), pp829-835
10. Akihiko KOJIMA, JULY (2004), No.90
11. R.A. FARRAR, Materials Science, Volume 22 (1987), pp3812-3820
12. Zhihui Xiong, Materials Science and Engineering, Volume636 (2015), pp117-123
13. Jye-Long Lee, ISIJ, Vol.35 (1995)
14. J.S.Byun, Acta Materialia, Vol.51 (2003), pp1593-1606
15. Kohichi YAMAMOTO, ISIJ, (1996), pp80-86
16. H.C. Jeong, International Journal of KWS, Vol.2 (2002), pp25-28
17. Hidesato MABUCHI, ISIJ, (1996)
18. 김희진, 대한용접,접합학회, 제4권, (1986), pp1-11
19. 김희진, 대한용접,접합학회, (1990)
20. Effect of Chemical Elements in Steel, American Welding Society
21. 신상용, Ph.D Thesis, POSTECH, (2009)
22. 김성규, Ph.D Thesis, POSTECH, (2002)
23. 김영민, Ph.D Thesis, POSTECH, (2005)
24. 이학철, Ph.D Thesis, POSTECH, (2008)
25. E. Bonnevie, Materials Science and Engineering, volume 385, (2004), pp352-358
26. Liangyun Lan, J Mater Sci,Volume 47, (2012), pp 4732-4742
27. Xin-Jie Di, Acta Metall., Volume28, (2015), pp 883-891
28. Emin Bayraktar, Journal of Materials Processing Technololgy, Vol. 153, (2004), pp 87-92

29. Xueda Li, *Materials and Design*, vol. 67, (2015), pp 457-463
30. Liangyun Lan, *Materials Letters*, Vol. 125, (2014), pp 86-88
31. Hiroshi IKAWA, *Japan Welding Society*, 11, (1980), 87-96
32. J.Speer *Acta Materialia*, Vol.51, (2003), pp2611-2622
33. M.J. Santofimia, *Scripta MATERIALIA*, Vol. 59, (2008), pp 159-162
34. 이창윤, M.S.thesis, (2012)
35. B.C. KIM, *Metallurgical Transactions*, Vol.22 (1991), pp139-149
36. Fukuhisa MATSUDA, *JWRI*, 1995
37. 홍현욱, *KWJS*, Vol.28 (2010)
38. 이윤기, *大韓熔接.接合學會誌*, Vol.28 (2010)
39. Fukuhisa MATSUDA, *JWRI*, (1994)
40. XUW.W, *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*, Vol. 14 (2007)
41. Liangyun Lan, *Materials Science and Engineering*, 529, (2011), pp192-200
42. Bing CUI, *ISIJ*, (2016), pp132-139
43. Minghao SHI, *ISIJ*, (2014), pp932-937
44. Wan Shaiful Harizam Wan Muda, *ARPN*, 10 (2015),
45. Jun Hu, *Materials Science & Engineering*, vol. 577, (2013), pp161-168
46. Minghao SHI, *ISIJ*, (2014), pp188-192