



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](#) 

공 학 석 사 학 위 논 문

선급용 TMCP 강의 편면 SAW 용접부
미세조직과 기계적 특성에 미치는
플럭스 조성 및 냉각속도의 영향

Effect of Flux Composition and Cooling Rate on
Microstructure and Mechanical Properties of One-
side SAW Weldments of TMCP Steels

울산대학교 대학원

중공업융합기술공학과

이 상 훈

선급용 TMCP 강의 편면 SAW 용접부
미세조직과 기계적 특성에 미치는
플럭스 조성 및 냉각속도의 영향

지도교수 신상용

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함

2018년 12월

울산대학교 대학원
중공업융합기술공학과
이 상 훈

이상훈의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 이 정 구



심사위원 신 상 용

A handwritten signature in black ink, appearing to read 'Shin'.

심사위원 신 상 범



울산대학교 대학원

2018년 12월

국문 요약

최근 생산성 향상을 위해 대입열 용접이 적극적으로 활용되고 있다. 조선 산업에서는 합금 첨가비용의 감소, 기계적 성질의 향상, 탄소당량 감소 등의 장점이 부각된 TMCP(Thermo Mechanical Control Process) 고강도강의 사용이 증가하고 있다. 그리고 선박의 크기가 증가함에 따라 부재가 후물화 되면서 기존에 사용하던 저입열 용접기법인 FCAW(Flux Cored Arc Welding)로 용접하면 다층 용접으로 인해 생산성이 감소한다. 따라서 대입열 용접기법 중에서 편면 SAW(One-side Submerged Arc Welding)로 용접하면 한번에 용접이 가능하다는 장점으로 인해 생산성을 더욱 향상시킬 수 있다. 그러나 대입열로 인한 용접부 조직이 조대화 되어 기계적 특성이 변화한다.

용접부 저온 인성을 향상시키기 위한 방법으로 편면 SAW용 플럭스에 산화물을 첨가하는 연구가 있다. 이러한 산화물들이 용접부 내 비금속 개재물 역할을 해서 침상형 페라이트 조직을 형성시켜 기계적 특성을 향상시킬 수 있다. 여러 산화물들 중에서 Ti와 B 산화물이 침상형 페라이트 조직을 잘 형성시킨다고 알려져 있다.

따라서, 본 연구에서는 편면 SAW 공정에서 사용하는 플럭스 조성을 변화시켜 용접부에 복합 산화물을 형성시키고, 용접 공정의 냉각속도를 조절하여 용접부에 형성되는 침상형 페라이트의 분율도 제어하였다. 또한 용접부의 인장 및 샤르피 충격 시험을 통해 기계적 특성과 파괴 기구를 분석하였고, 이를 침상형 페라이트 분율과 종횡비로 설명하였다. 용접부 내 Ti, B을 포함한 복합 산화물 개수가 증가함에 따라 침상형 페라이트 분율이 증가하였고, 복합 산화물의 개수와 크기에 의한 부피분율이 증가함에 따라 침상형 페라이트의 종횡비가 증가하였다. 침상형 페라이트 분율이 증가할수록 인장강도는 증가했으며, -20°C 샤르피 충격 에너지는 Face부와 Root부의 침상형 페라이트 분율이 같아도 종횡비의 차이에 의해 서로 다른 값을 가졌다. 선급용 TMCP강을 입열량 130kJ/cm 이상의 편면 SAW로 용접할 경우, 냉각속도를 1.2°C/s 이상으로 조절한 시편의 강도 및 저온 샤르피 충격 에너지가 가장 우수하였다. 따라서 적용두께에 따른 적절한 플럭스 조성 및 냉각속도를 고려한 용접조건을 선정해야함을 나타낸다.

목차

1. 서론	1
1.1 연구배경.....	1
1.2 연구목적.....	2
2. 이론적 배경	4
2.1 TMCP 강.....	4
2.1.1 TMCP 강의 개요	4
2.1.2 특징 및 제조원리.....	4
2.1.3 용접 특성.....	9
2.1.4 합금성분 특성.....	10
2.2 SAW (Submerged Arc Welding)	12
2.2.1 SAW 원리 및 특징.....	12
2.2.2 편면 SAW(One-side SAW).....	14
2.2.3 플럭스.....	15
2.3 용접부 미세조직	22
2.4 침상형 페라이트	25
2.4.1 침상형 페라이트의 발달	26
2.4.2 비금속 개재물.....	27
2.4.3 비금속 개재물에서의 핵생성 기구	29
3. 실험 방법	34
3.1 사용재료 및 용접조건.....	34
3.2 미세조직 및 산화물 분석.....	37
3.3 인장 시험 및 경도 측정	37
3.4 샤르피 충격 시험	39

4. 실험 결과	41
4.1 용접부 미세조직 분석.....	41
4.2 용접부 산화물 분석.....	50
4.3 용접부 기계적 특성.....	53
4.3.1 인장 및 경도.....	53
4.3.2 샤르피 충격 특성.....	56
5. 고찰	61
5.1 용접부 미세조직 분석에 대한 고찰.....	61
5.2 용접부 복합산화물과 미세조직과의 상관관계.....	63
5.3 용접부 미세조직과 기계적 특성, 파괴 기구와의 상관관계.....	65
6. 결론	75

List of figures

Fig. 1-1 선박 크기 증가에 따른 부재의 후물화

Fig. 2-1 TMCP강의 제조법

Fig. 2-2 TMCP강의 분류

Fig. 2-3 탄소당량과 강도와의 관계

Fig. 2-4 Principle of Submerged Arc Welding

Fig. 2-5 Welding deposition rate of various arc welding processes

Fig. 2-6 Schematic illustration of One-side SAW

Fig. 2-7 Replica transmission electron micrograph of acicular ferrite plates in a steel weld deposit (Barritte, 1982)

Fig. 2-8 Ferritic microstructure; (a) polygonal ferrite, (b) quasi-polygonal ferrite, (c) Widmanstätten ferrite, (d) granular bainitic ferrite, and (e) bainitic ferrite

Fig. 2-9 Schematic illustration of heterogeneous nucleation phenomena of ferrite in steel

Fig. 2-10 Effect of inclusion size on the energy barrier for ferrite nucleation

Fig. 2-11 Effect of inclusion size on the probability of acicular ferrite nucleation

Fig. 2-12 Schematic diagram showing the three major constituent phases in weld metal inclusion

Fig. 3-1 Welding joint detail

Fig. 3-2 Test specimen location for deposited weld metal tensile

Fig. 3-3 Test specimen dimension for deposited weld metal tensile

Fig. 3-4 Test specimen location for deposited weld metal hardness

Fig. 3-5 Test specimen location for deposited weld metal Charpy V-notch impact test

Fig. 4-1 Optical macrographs of the one-side SAW specimens : (a)9.0R (b)9.6S (c)10.8M

Fig. 4-2 Optical micrographs of the 9.0R specimen

Fig. 4-3 Optical micrographs of the 9.6S specimen

Fig. 4-4 Optical micrographs of the 10.8M specimen

Fig. 4-5 Volume fraction of microstructure in the one-side SAW specimens

Fig. 4-6 Grain boundary maps of the one-side SAW specimens

Fig. 4-7 (a) SEM micrograph and (b) EDS spectrum of complex oxide present in the 9.0R specimen

Fig. 4-8 Quantitative analysis data obtained from the image analysis method of complex oxides : 9.0R, 9.6S, 10.8M

Fig. 4-9 Room-temperature tensile stress-strain curves

Fig. 4-10 Vickers hardness of weldment

Fig. 4-11 Charpy absorbed energy results in the one-side SAW specimens fractured at (a)20°C, (b)0°C and (c)-20°C

Fig. 4-12 Fractographs of Charpy impact specimens fractured at -20°C for the 9.0R specimen : (a)Face and (b)Root location

Fig. 4-13 Fractographs of Charpy impact specimens fractured at -20°C for the 9.6S specimen : (a)Face and (b)Root location

Fig. 4-14 Fractographs of Charpy impact specimens fractured at -20°C for the 10.8M specimen : (a)Face and (b)Root location

Fig. 5-1 Schematic illustration of microstructure in one-side saw specimens

Fig. 5-2 Schematic illustration of acicular ferrite formation from oxides

Fig. 5-3 Relationship between volume fraction of AF and (a)tensile strength, and (b)Vickers hardness

Fig. 5-4 Relationship between volume fraction of GBF and (a)tensile strength, and (b)Vickers hardness

Fig. 5-5 Relationship between volume fraction of WF and (a)tensile strength, and (b)Vickers hardness

Fig. 5-6 OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -20°C for the one-side SAW specimens, showing the crack propagation path

Fig. 5-7 Schematic illustration of acicular ferrite in the one-side SAW specimens, showing crack propagation path

Fig. 5-8 Relationship between volume fraction of AF and unit crack path

Fig. 5-9 Relationship between volume fraction of GBF+WF and Charpy absorbed energy

Fig. 5-10 Relationship between unit crack path and Charpy absorbed energy

Fig. 5-11 Relationship between aspect ratio of AF and unit crack path

Fig. 5-12 Relationship between aspect ratio of AF and Charpy absorbed energy

Fig. 5-13 Variations in thermal cycles that occur in submerged arc welding of steel

List of Tables

Table 2-1 TMCP강의 특성

Table 2-2 Types of flux for carbon steel and low alloy steel

Table 2-3 Comparison of characteristics of fused and agglomerated(bonded) type flux

Table 2-4 Relationship between flux properties and basicity index

Table 2-5 Mismatch values between different substrates and ferrite

Table 3-1 Composition of base metal

Table 3-2 Composition of welding materials

Table 3-3 Composition of flux

Table 3-4 Welding conditions

Table 3-5 Dimensions and tolerances for Charpy V-notch impact test specimens

Table 4-1 Aspect ratio of AF, average length of AF and width of AF in the one-side SAW specimens

Table 4-2 Room-temperature tensile properties

Table 5-1 Unit crack path of the one-side SAW specimens fractured at -20°C

1.서론

1.1 연구배경

최근 산업의 발전과 더불어 구조물 및 설비가 복잡화 및 대형화 되고 있으며 용접효율 및 생산성 향상 측면에서 대입열 용접이 적극적으로 활용되고 있다.[1] 용접 생산성을 높이기 위한 방법으로는 용접속도를 높이거나 용접패스 수를 줄이는 방법이 있다.[2] 용접패스 수를 줄이기 위해서는 단위시간에 용접되는 금속의 양인 용착속도를 높여야 하는데 용착속도는 용접전류에 비례하기 때문에 용착속도를 높이려면 용접 전류도 증가하게 되어 그 결과 용접 입열이 증가하여 대입열 용접이 되는 것이다. 조선 산업에서도 선박의 크기가 증가함에 따라 부재가 후물화 되면서 기존에 사용하던 저입열 용접 기법인 FCAW(Flux Cored Arc Welding)를 할 경우 다층용접으로 인한 생산성이 저감된다. 따라서 대입열 용접 기법 중에서도 편면 SAW(One-side Submerged Arc Welding)을 할 경우 한번에 용접이 가능하다는 장점으로 인해 생산성을 향상시킬 수 있다. 그러나 입열량 증가로 인한 조직 조대화에 의해 인성 저하라는 문제가 발생할 수 있다.[3]

이러한 용접기법을 사용할 때 조선소에서 많이 사용하고 있는 TMCP(Thermo Mechanical Control Process)강은 주로 열처리와 추가적인 합금 첨가 없이 후판 제조과정에서 상변태와 미세조직을 제어함으로써 강도와 인성을 동시에 향상시킨 강재이며, 동일한 강도의 강판을 낮은 탄소당량으로 제조할 수 있어 용접성도 뛰어나다.[4-5, 9-14].

TMCP강을 편면 SAW로 용접 할 경우 인성 감소를 막고 용접부의 기계적 특성을 향상시키기 위해서는 편면 SAW용 플럭스에 Ti, B, Al과 같은 산화물을 첨가하여 용접부내에 침상형 페라이트(Acicular Ferrite) 조직을 형성시킨다. 침상형 페라이트는 결정립 내의 산화물과 같은 개재물로부터 핵생성하여 생긴 미세조직으로, 래스(Lath)들이 서로 얽혀있는 구조이기 때문에 다른 미세조직들에 비해 균열 전파를 방해하는데 효과적이라고 알려져 있다.[6, 23-30] 플럭스 내 여러 산화물들 중에서 Ti와 B 산화물이 침상형 페라이트를 잘 형성시킨다고 알려져 있다.[23,28,29] Ti 산화물은 고용점, 고안정성이며 페라이트와 낮은 불일치도를 가지고 산화물 주변에 Mn 결핍 영역을 형성함으로써 침상형 페라이트를 형성시킨다고 연구되었다. B 산화물은 B가 오스테나이트 입계에 편석하여 입계를 안정화시키고 입계를 안정화시켜 결정립계 페라이트 형성을 억제하고 입내에서의 Ti, B 산화물로부터 침상형 페라이트 형성을 촉진시킨다고 알려져 있다. 따라서 이러한 산화물들에 의

해 침상형 페라이트를 형성시킴으로써 용접부의 기계적 특성을 향상시킬 수 있다.

이전 연구에서는 저입열 범위에서의 SAW, EGW, FCAW, SMAW 용접기법에서 Ti, B 산화물 함량을 조절해서 용접을 한 후 미세조직 분석과 기계적 특성을 평가하였다. 그리고 후판을 편면 SAW하면 용접부 내 Face와 Root부의 아크열에 의한 열 이력이 다르기 때문에 Face, Root부의 샤르피 충격 시험을 실시 하였다.[1,3] 그러나 미세조직학적인 차이에 대해서는 고려하지 않아 용접부 내 위치별 미세조직 분석에 대한 연구가 필요하다. 또한, 용접부에 형성된 침상형 페라이트가 기계적 특성 및 파괴기구에 미치는 영향으로 침상형 페라이트의 분율만 고려되었다.[7] 그러나 후판 용접부의 Face와 Root부의 침상형 페라이트 분율이 같음에도 불구하고 충격인성의 차이가 발생하여 침상형 페라이트 분율 이외의 형상학적 인자인 종횡비에 대한 연구가 필요하다. 그리하여 이러한 분석들을 바탕으로 적용두께에 따른 입열량 130KJ/cm 이상의 편면 SAW 용접부의 저온 샤르피 충격 에너지를 만족할 수 있는 한계 냉각속도의 기준을 알아보고 적절한 플럭스 조성과 냉각속도를 고려한 용접조건에 대한 정립이 필요하다.

1.2 연구목적

본 연구에서는 두께가 다른 선급용 TMCP강을 편면 SAW 공정에서 사용하는 플럭스의 Ti, B 산화물 조성을 변화시켜 용접부에 복합 산화물을 형성시키고, 용접 공정의 냉각속도를 조절하여 용접부에 형성되는 침상형 페라이트의 분율도 제어하였다. 또한 용접부의 인장 및 샤르피 충격 시험을 통해 기계적 특성과 파괴 기구를 분석하였으며 이를 침상형 페라이트 분율과 종횡비로 설명하였다. 그리하여 130KJ/cm 이상의 대입열 편면 SAW에 사용되는 플럭스의 조성 and 냉각속도에 따라 용접부의 복합산화물 형성과 침상형 페라이트 분율 및 미세조직과의 상관관계를 알아보고, 침상형 페라이트 분율 및 형상과 기계적 특성, 파괴 기구와의 상관관계를 조사하여 저온 샤르피 충격 에너지를 포함한 기계적 특성을 만족하는 적절한 플럭스 조성 and 냉각속도 조건을 분석하고자 하였다.

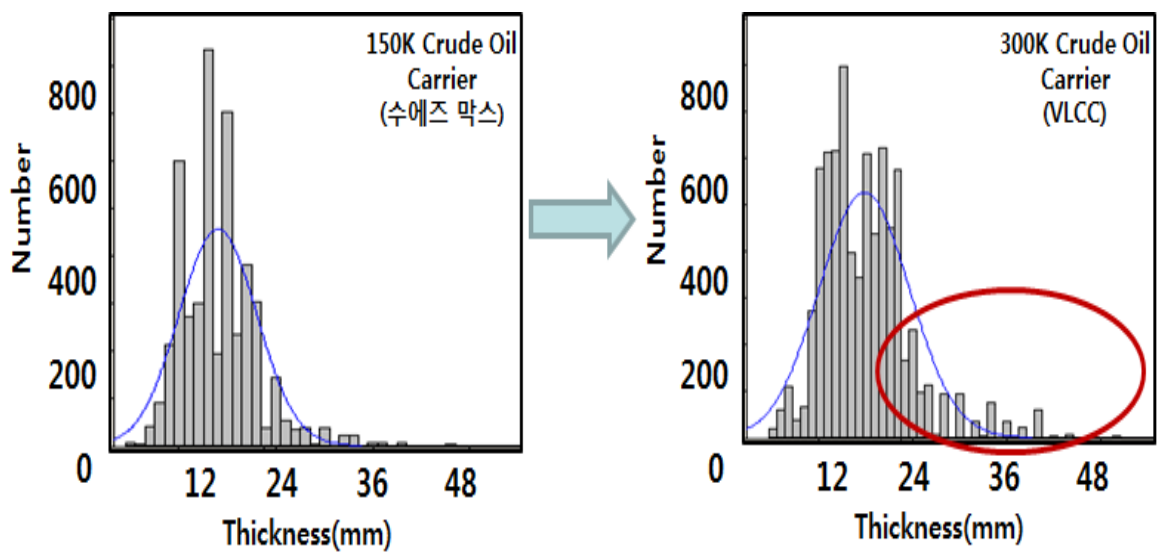


Fig. 1-1 선박 크기 증가에 따른 부재의 후물화[8]

2.이론적 배경

2.1 TMCP 강

2.1.1 TMCP 강의 개요

TMCP(Thermo Mechanical Control Process)란 노말라이징 등의 열처리재에 상응하는 기계적 성질을 후속 열처리 공정 없이 압연상태에서 얻고자 하여 최근 개발된 일종의 제어 압연공정으로서, 슬래브의 가열과 열간압연 및 냉각공정을 단지 성형공정으로서만이 아니고 가공, 열처리 공정으로서 유효하게 이용하여, 기지조직을 미세함과 아울러, 강의 강도, 인성의 향상을 달성하고자 하는 프로세서이다.[9,11] 따라서 TMCP고장력 강판은 소입열 용접에 대한 내균열성이나 대입열 용접에 대한 열영향부(HAZ)의 인성 등의 견지에서 용접성(Weldability)이 탁월한 것이 특징이며, 또한 취성파괴의 견지에서도 우수한 특성을 나타낸다.

그러나 TMCP강의 여러 가지 장점에도 불구하고 종래의 압연강판과 비교하여 일반적으로 낮은 탄소당량을 나타내기 때문에 대입열 용접부의 열영향부가 연화하는 것으로 보고되고 있다.

2.1.2 특징 및 제조원리

TMCP강은 Fig. 2-1과 같이 열간압연 공정에서 오스테나이트(austenite)입자를 미세하게 제어하여 상온에서 강의 조직을 미세하게 하는 제어압연공정(Controlled Rolling Process)과 열간압연 직후 상변태온도 이상에서 강판을 급속하게 냉각함으로써 강의 조직에 저온변태 조직들이 많이 생성되게 하는 가속 냉각 공정(Accelerated Cooling Process)으로 구성되어 있다.[9-13] 여기에서 제어압연방법은 열간 압연법의 일종으로 강편의 가열온도, 압연온도 등을 적절히 제어함으로써 강의 결정조직을 미세화하여 기계적 성질을 개선하는 압연법이고, 가속냉각방법은 강판을 압연시킨 후 냉각 시 Air Mist를 이용하여 결정조직을 조정함으로써 강재의 기계적 성질을 개선하는 냉각법이다.

Microalloy를 이용한 제어압연기술은 오스테나이트 입자 크기를 미세하게 하여 강의 강도와 인성을 향상시키는 기술로서 일반 압연으로 얻어지는 페라이트(Ferrite)입자의 크기인 30~40에 비하여 페라이트 입자의 크기가 10~15로 상당히 미세하게 하여 강의 연성-취성파괴 천이온도를 약 -50°C 낮추는 것이 가능하며, 또한 강의 항복강도를 70~80 MPa 향상시킨다.

또한, 제어압연 후 가속냉각을 하게 되면 생성되는 페라이트 입자의 크기가 미세하게 되어 강의 성질이 더욱 개선된다. 페라이트 입자의 미세화를 통한 강의 성질 개선 이외에 가속냉각 공정을 통해 기지조직에 존재하는 상을 변화시켜 강의 인장강도를 증가시킨다. 열간압연 후 공냉(Air Cooling)과정에서 얻어지는 강의 조직은 페라이트+펄라이트 조직이다. 가속냉각 후 얻어지는 강의 기지조직은 냉각속도 크기에 따라 페라이트+펄라이트(Pearlite)+베이나이트(Bainite), 페라이트+베이나이트, 페라이트+마르텐사이트(Martensite) 등의 조직으로 바뀌게 되고 강의 강도가 증가하게 된다. 이것을 그림으로 나타내면 Fig. 2.2와 같다.

Fig. 2-2에서 TMCP강은 크게 수냉식과 비수냉식으로 구분된다. 비수냉법은 제어압연 후 통상 Ar_3 변태온도 직상인 강재의 미재결정 영역 또는 2상 영역에서 일정량 이상을 압연 가공한 다음 공랭하는 것이다. 또 수냉법은 제어압연 후에 변태온도 영역을 물로 강제 냉각시키는 것으로 가속 냉각법이라고도 하며, 최근에는 이 방법만을 TMCP라고 하기도 한다.

가속 냉각법에는 Ar_1 부근에서 냉각을 정지하는 ACC(Accelated Controlled Cooling)법과 상온까지 냉각시키는 DQ(Direct Quenching)법이 있다.

Fig. 2-2와 같은 압연 공정의 특성으로 인하여 TMCP 방법은 비교적 낮은 탄소당량으로 소정의 강도와 인성을 갖는 고장력 강판의 제조가 가능하게 되었다. Fig. 2.3은 종래의 노말라이징(Normalizing) 강재의 TMCP강에 대한 탄소당량과 강도와의 관계를 나타낸 것이다.

Fig. 2-3에서 $50\text{kg}/\text{mm}^2$ 급 강의 제조에 있어서 TMCP강에서는 탄소당량을 0.04~0.08% 낮게 할 수 있고, 상온 가까이까지 수냉하는 경우에는 동일 레벨의 강도를 얻는데 0.25%까지 탄소당량을 낮출 수 있다.

TMCP강은 탄소당량이 낮고 결정입자의 미세화가 가능하기 때문에 파괴 인성이나 용접

부의 취성파괴에 견디는 능력, 내균열성 면에서 탁월한 특성을 가지나 용접 조립시 용접 열싸이클로 인한 연화현상 때문에 용접부의 사용 특성이 문제될 수 있다. 그러나 용접조건이나 강판의 강도, 화학성분의 조정 등 선택에 따라 실용상 별로 문제가 되지 않음이 확인할 수 있다. 이러한 TMCP강재의 압연공정 및 탄소당량상의 특성으로 인한 장점과 문제점을 종래의 구조용 강재와 비교하여 정리하면 표 2-1과 같다.

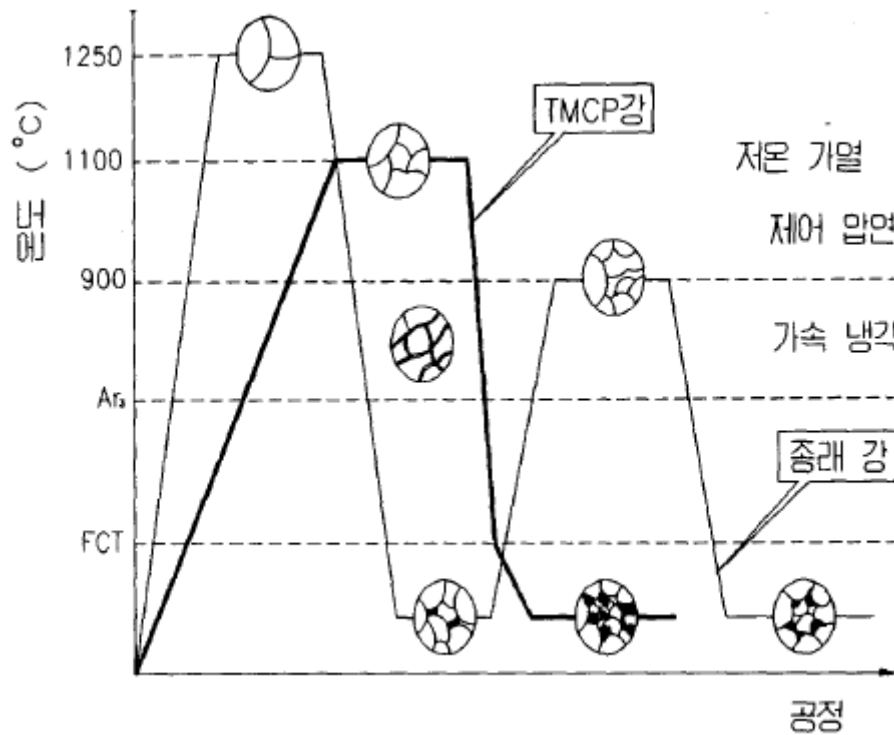


Fig. 2-1 TMCP강의 제조법

오스테나이트 재결정	1150 °C 850 °C			
오스테나이트 미 재결정	800 °C			
페라이트 + 오스테나이트				
페라이트				
Process	온도	TMCP (제어압연)	TMCP (제어압연+가속냉각)	TMCP강 제조

Fig. 2-2 TMCP강의 분류

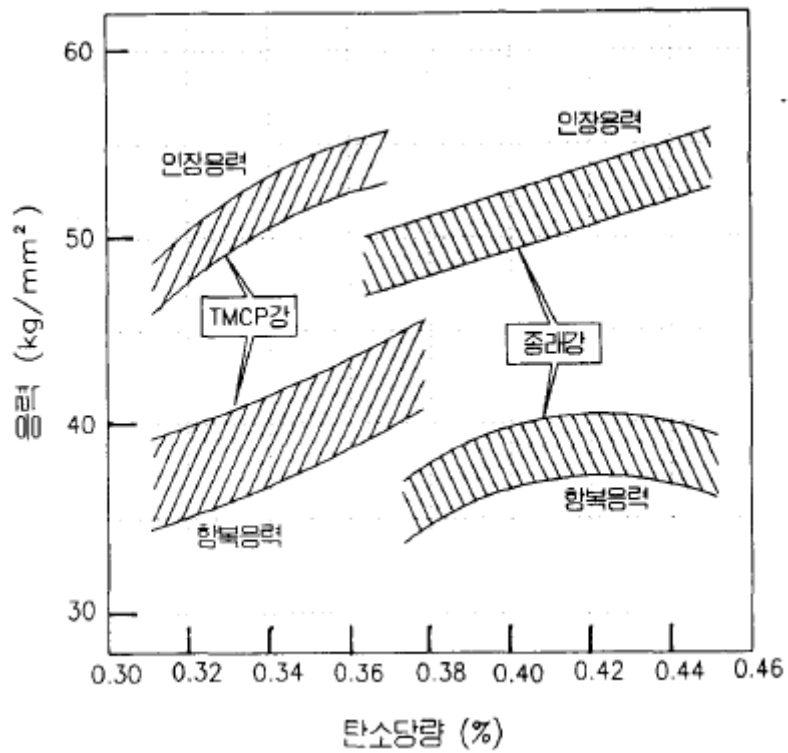


Fig. 2-3 탄소당량과 강도와의 관계

Table 2-1 TMCP강의 특성

제조법	특 성		시공상의 이점과 문제점
저탄소 당량 (C_{eq})	장점	용접저온균열발생 감수성의 저하	① 용접예열온도의 저하 또는 불필요 ② 비저수소계 용접봉의 채용 ③ Shot Bead 제한의 완화
		급냉열 싸이클에 대한 인성 노화	① 선상가열조건의 완화
	단점	대입열 용접시의 HAZ부 연화	① 대입열용접의 제한 ② C_{eq} 의 하한치의 설정
		모재의 dilution에 의 한 용접금속 강도저하	① 자동용접 Flux, Wire성분중의 합금성분의 증가 ② C_{eq} 의 하한치의 설정
제어 압연과 급냉	장점	인성의 향상	대입열 용접의 입열제한의 완화
	단점	장판내부 응력의 편재	가스절단, 용접시의 변형발생과 그 교정
	종합적 특성		
		용접성과 인성의 향상에 의한 모재의 기본 성능향상	고장력강 용접부의 실질적 성능 향상에 의한 안전성 증대

2.1.3 용접 특성

TMCP강으로 용접을 할 경우 2가지의 조직으로 나타나는데 결정립계 페라이트(Grain boundary ferrite)와 침상형 페라이트(Acicular ferrite)이다.[10] 침상형 페라이트의 경우 변태온도 측면에서 베이나이트와 다각형 페라이트(Polygonal ferrite)의 중간에 해당하는 구조로 변태 전 오스테나이트의 입내에서 핵생성되어 성장하는 일종의 베이나이트로서, 강 내부에 존재하고 있는 Mn, Ti등의 비금속 개재물에 의해 핵생성이 촉진되는 특징을 가지고 있다. 이들 두 가지의 페라이트의 경우충격특성에서 각각 다른 특성을 가지게 되는데 결정립계 페라이트는 취성을 유발시키는 반면에 침상형 페라이트는 연성을 유발시키게 된다. 따라서 침상형 페라이트의 분율이 많을수록 충격특성이 높게 나온다.

두 페라이트의 생성 경우 용접 조건에 따라서 결정이 되는데 특히 입열량으로 많은 결정이 된다. 입열량이 높으면 결정립계 페라이트의 경우 페라이트의 성장으로 인해 조대화 된다. 침상형 페라이트의 경우 결정립계 페라이트의 생성으로 인해 상대적으로 분율이 감소하고 높은 입열량으로 인해서 조대화 또한 일어나게 된다.

1) 저 탄소당량[14]

장점: 용접 시 저온균열감수성의 저하로 용접예열온도를 낮추거나 생략할 수 있다.

급랭 열 cycle에 대한 인성열화가 감소하기 때문에 시공 시 선상가열냉각의 제약조건이 완화된다.

단점: 대입열 용접 시 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.

2.1.4 합금성분 특성

TMCP강의 경우 기본적으로 Fe base에 C, S, P, Si, Cu, Mn, Ni, Ti가 첨가된 조성을 가지고 있다. 이들 첨가원소는 침상형 페라이트를 유발시키기 위한 목적으로 강화기구에서 설명하였다.[10,14]

(1) 일반적인 원소별 특성

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

S - 강 속에 함유되어 있는 S는 보통 Mn과 결합하여 MnS 개재물을 형성한다. 그러나 강 내의 Mn 양이 충분치 못할 때에는 Fe와 결합하여 FeS를 형성하기도 하는데, 일반적으로 이 FeS는 매우 취약하고 용융점이 낮기 때문에 열간 및 냉간 가공 시에 균열을 일으킬 수 있다. 따라서 해로운 FeS 개재물의 형성을 피하기 위해서는 Mn:S의 비를 보통 5:1로 하고 있다. 일반적으로 Mn, Zn, Ti, Mo 등의 원소와 결합하여 강의 피삭성을 개선시킨다.

P - 강 속에 균일하게 분포되어 있으면 별문제가 없으나, 보통 Fe₃P의 해로운 화합물을 형성한다. 이 화합물은 극히 취약하고 편석된 상태로 있어서 풀림 처리를 하여도 균질화되지 않고 단조, 압연 등의 가공을 하면 길게 늘어난다. 충격저항을 저하시키고, 템퍼링 취성을 촉진하며, 또 쾌삭강에서는 피삭성을 개선시키는 원소로 취급되나, 일반적으로는 불순물로서 간주된다.

Si - 강 속의 Si는 선철과 탈산제에서 잔류되는 것으로, SiO₂와 같은 화합물을 형성하지 않는 한 페라이트 속에 고용되므로 탄소강의 기계적 성질에는 큰 영향을 미치지 않는다. 또한 P는 강한 탈산제이고, 4.5% 첨가량까지는 강도를 향상시키지만 2% 이상 첨가 시에는 인성을 저하시키고 소성가공성을 해치므로 첨가량에 한계가 있다. 한편 템퍼링 시 연화저항성을 증대시키는 효과도 있다.

Cu - 광석 등으로부터 쉽게 혼입되므로 강에는 보통 0.1~0.3% 정도 함유되어 있다. Cu는 상온에서 페라이트에 0.35%까지 고용하여 고용강화효과를 나타내므로 강도 및 경도

를 약간 증가시키지만 연신율은 저하시킨다. Cu를 함유한 강에서는 열간 가공성이 문제로 되는데, 특히 0.5%이상 함유되어 있을 때에는 적열취성(red brittleness)의 원인으로 된다. 이것은 고온가열 시에 Fe보다 Cu의 산화속도가 작으므로 강 표면에 편재하여 열간 가공 중에 강재 내부로 침투하기 때문이지만, Ni이나 Mo의 첨가로서 이 현상을 현저히 개선할 수 있다. 또한 Cu는 비교적 소량 함유되어 있어도 대기 및 해수 중에서 강의 내식성을 현저하게 향상시킨다. Cu와 P가 공존할 경우 내식성 향상에 더욱 효과적이다.

Mn - 탄소강에는 보통 0.35~1.0% 정도의 Mn이 함유되어 있다. 이 Mn의 일부는 강 속에 고용되며, 나머지는 강 속에 함유되어있는 S와 결합하여 비금속개재물(nonmetallic inclusion)인 MnS를 결정립 내에 형성하는데, 이 MnS는 연성이 있어서 소성가공시에 가공방향으로 길게 연신된다. 그러나 MnS가 형성함으로써 강 속의 S의 양이 감소되므로 결정립계에 형성되는 취약하고 저융점화합물인 FeS의 형성을 억제시킨다. 한편 Mn에 의해서 펄라이트가 미세해지고, 페라이트를 고용강화 시킴으로써 탄소강의 항복강도를 향상시킨다. 또한 퀘칭시 경화 깊이를 증가시키지만, 많은 양이 함유되어 있을 때에는 퀘칭 균열이나 변형을 유발시킨다. 그리고 Mn은 강에 점성을 부여하므로 1.0~1.5%Mn이 첨가된 강을 강인강이라고 부른다. 단 Mn은 강의 내산성 및 내산화성을 저해하는 원소이다.

Ni - Ni은 강의 조직을 미세화 시키고, 오스테나이트나 페라이트에도 고용이 잘되므로 기지를 강화시킨다. 또 Cr이나 Mo과의 공존하면 우수한 경화능을 나타내어 대형강재의 열처리를 용이하게 한다. Ni은 오스테나이트 안정화 원소이므로 Cr과의 조합으로 오스테나이트계 스테인리스강, 내열강을 형성한다. 강의 저온인성을 현저히 개선시키며 용접성, 가단성을 해치지 않는다. 또한 Ni은 C나 N의 확산을 느리게 하므로 내열강의 열화를 방지하고, 팽창률, 강성률, 도자율 등의 점에서도 특징이 있다. 즉 Fe-36%Ni강은 상온부근에서의 열팽창계수가 0에 가까우므로 전자재료 및 특수재료로서의 용도가 넓다. 따라서 Ni은 Cr과 함께 가장 중요하고도 보편적인 합금원소이다.

Ti - Ti은 O, N, C, S 및 H 등 어느 원소와도 강한 친화력을 나타내고, 특히 탈산, 탈질 및 탈유에 흔히 사용된다. 탄화물 형성능도 Cr보다 강하고, 결정립을 미세화 시키기 때문에 스테인리스강이나 절삭공구강의 개량에 이용된다. 또한 타 금속원소와도 화합물을 형성하여 석출경화효과가 현저하므로 석출경화형 스테인리스강이나 영구자석 등에 이용된다.

2.2 SAW (Submerged Arc Welding)

2.2.1 SAW 원리 및 특징

서브머지드 아크 용접(Submerged Arc Welding, SAW)은 Fig. 2-4에서 보는 바와 같이 용접하고자 하는 부위에 분말 형태의 플럭스를 일정 두께로 살포하고, 그 속에 전극 와이어를 연속적으로 송급하여 와이어 선단과 모재사이에 아크를 발생시킨다.[15] 아크열은 와이어, 모재 및 플럭스를 용융시키며, 용융된 플럭스는 슬래그를 형성하고 용융 금속은 용접 비드를 형성한다. 용접 아크가 플럭스 내부에서 발생하여 외부로 노출되지 않기 때문에 서브머지드 아크 용접을 잠호 용접이라고도 부른다.

서브머지드 아크 용접에서 용접이 시작되는 순간에는 플럭스가 용융되어 있지 않기 때문에 전류가 흐르지 않는다. 따라서 용접을 시작할 때에는 모재와 와이어 사이에 스틸울(steel wool)등을 끼워 아크 발생을 쉽게 하거나, 고주파를 사용하여 아크를 발생시킨다. 아크가 발생되면 아크열에 의하여 용융슬래그와 가스가 발생하여 아크는 지속적으로 유지된다.

서브머지드 아크 용접은 대전류 용접이 가능하며 아크 효율이 95% 이상으로 아크용접 공정 중에서 가장 높은 것이 가장 큰 장점이다. Fig. 2-5는 각종 아크용접 공정의 용착속도를 비교한 결과를 나타내며, 서브머지드 아크 용접은 1000A 이상의 대전류 영역에서도 용접이 가능하므로 생산성이 매우 높다. 이와 같이 적용 전류 범위가 대전류 영역으로 크게 확장될 수 있는 것은 플럭스가 아크를 보호하고 아크의 안정성을 유지시켜 주기 때문이다.

고전류 용접이므로 1kg/min 이상의 용착속도가 가능하며, 용입이 깊어서 모재가 두꺼운 경우에 효율적으로 사용할 수 있다. 플럭스와 슬래그가 비드를 덮고 있기 때문에 아크열이 외부로 방출되는 것을 차단하여 아크 효율이 높고 용접 가스 발생이 적으며 작업 환경이 청결하다. 또한, 슬래그-금속 반응에 의하여 용착금속의 정련작용과 기타 합금 원소의 첨가도 가능하기 때문에 용착금속의 기계적 성질이 양호하며 비드 외관도 좋다. 그러나 대부분 자동화된 설비를 사용해야 하기 때문에 초기 설비 투자 부담이 높고, 플럭스를 도포해야 하기 때문에 용접 자세가 아래보기로 제한된다. 용접부가 슬래그로 덮여있어 용접진행 상태를 육안으로 확인할 수 없으며, 대전류 용접이므로 용접 열영향부가 크고 기계적 성질이 열화되는 등의 단점이 있다.

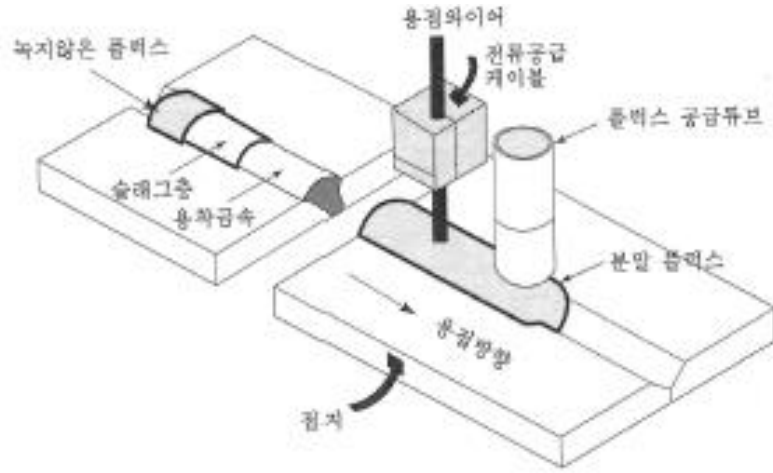


Fig. 2-4 Principle of Submerged Arc Welding

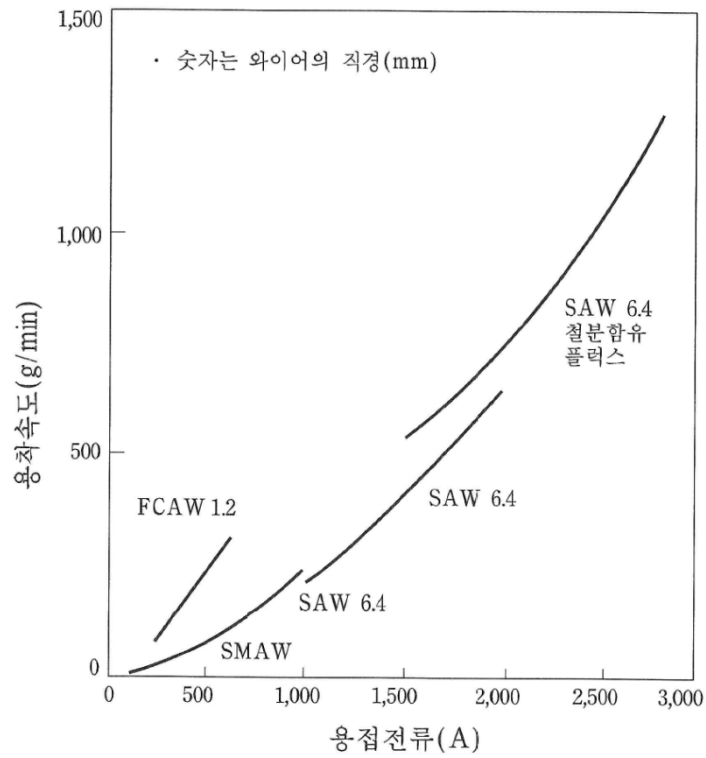


Fig. 2-5 Welding deposition rate of various arc welding processes[16]

2.2.2 편면 SAW(One-side SAW)

Fig. 2-6과 같이 이면에 용락이 발생하지 않도록 백킹재를 사용하고 개선면의 용착효율을 높이기 위해 Iron powder 혹은 cut wire와 같은 부가 용가재를 사용하는 SAW 용접기법이다. FGB(Flexible Glass-fiber(Glasswool) Backing) 혹은 FAB(Flexible Asbestos Backing) 라고도 한다.[11]

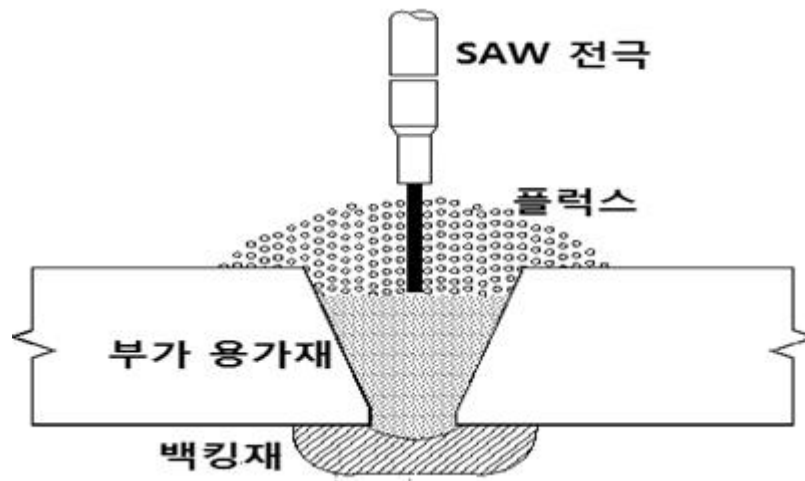


Fig. 2-6 Schematic illustration of One-side SAW

2.2.3 플럭스

1) 플럭스의 역할 및 규격[16]

플럭스는 입상의 광물성 물질에 소량의 합금원소와 탈산제 등이 첨가되어 있다. 플럭스는 용융부를 보호하면서 아크를 안정시키고 금속 정련 반응에 의하여 용착금속의 화학조성 및 기계적 성질을 확보하는 역할을 하며, 이를 위해 다음과 같은 성질을 구비해야 한다.

- ① 적당한 용융온도 및 점성을 가져 양호한 비드를 얻을 수 있을 것
- ② 용착금속에 적당한 합금원소의 첨가할 수 있고 탈산, 탈황 등의 정련작용으로 양호한 용착금속을 얻을 수 있을 것
- ③ 적당한 입도를 가져 아크의 보호성이 좋을 것
- ④ 용접 후 슬래그의 박리성이 좋을 것

플럭스는 성능을 유지하기 위해 취급 및 보관에 세심한 주의가 필요하며, 사용하고 남은 플럭스를 보관하는 경우에는 밀봉해서 건조한 장소에 보관하여야 한다. 사용 중에 부주의로 수분이나 불순물이 혼입되면 재사용 과정에서 기공, 균열 등 결함의 원인이 된다. 그러므로 플럭스는 사용 전에 350°C에서 1시간 정도 건조시키는 것이 바람직하며, 흡습 및 불순물 혼입을 막기 위해서는 플럭스 회수기를 사용하는 것이 좋다. KS D 7102에서는 플럭스의 화학조성 및 제조방법에 따라 표 2-2과 같이 분류 한다.

Table 2-2 Types of flux for carbon steel and low alloy steel

종류	조성 (%)				제조방법
	SiO ₂	SiO ₂ +MnO +TiO ₂	CaO+MgO	Fe	
FS-FG1	50 이상	-	-	*	용융형
FS-FG2	55 이하	60 이상	-	*	
FS-FG3	55 이하	30-80	12-45	*	
FS-FG4	-	50 이하	22 이상	*	
FS-FP1	-	50 이상	-	*	
FS-BN1	-	-	50 이하	10 이하	소결형
FS-BN2	-	-	40-80	10 이하	
FS-BT1	-	-	50 이하	15-60	소결형 (철분계)
FS-BT2	-	-	40-80	15-60	

2) 제조방법에 따른 플럭스의 분류

플럭스는 제조하는 방법의 차이에 따라 용융형 플럭스(fused flux)와 소결형 플럭스(agglomerated 또는 bonded flux)로 분류한다. 소결형 플럭스는 다시 제조 온도의 차이에 따라 저온 소결형(bonded type) 플럭스와 고온 소결형(agglomerated type) 플럭스로 구분하며, 표 2-3에 용융형과 소결형 플럭스의 특성을 비교하여 정리하였다.

① 용융형 플럭스

용융형 플럭스는 원료를 혼합하여 전기로에서 용해 냉각시켜 소정의 입도로 분쇄한 것으로 외관은 파쇄된 유리 형상이다. 용융형 플럭스는 화학 조성이 균일하고 슬래그 제거가 비교적 용이하며, 흡습성이 적어 보관 및 취급이 간단하고 재사용 과정에서 입도 및 조성의 변화가 거의 없다는 장점이 있다. 그러나 고온에서 용해되는 제조과정을 거치기 때문에 탈산제나 합금원소를 첨가할 수 없으므로 필요한 합금성분은 전적으로 와이어로부터 공급받아야 한다. 그러므로 용융형 플럭스를 사용하는 경우에는 적절한 와이어를 선정하는 것이 매우 중요하다.

용융형 플럭스의 입도는 플럭스의 용융성, 가스 방출 상태, 비드 형상 등에 영향을 미치는데, 입도가 미세할수록 높은 전류에 사용한다. 굵은 입자의 플럭스에 높은 전류를 사용하면, 아크 보호성이 나빠지고 비드가 거칠며 기공 및 언더컷 등의 결함이 생기기 쉽다.

② 소결형 플럭스

소결형 플럭스는 원료 광석 및 합금 성분을 적당한 크기($20\mu\text{m}$ 이하)로 분쇄 혼합하고 점결제인 규산나트륨 등을 첨가하여 일정 크기로 입자화시킨 후에 원료 성분이 분해되지 않는 온도 범위에서 건조시켜 소결한다. 소결형 플럭스는 소결 온도에 따라 저온 소결형과 고온 소결형으로 구분되는데, 저온 소결형은 비교적 낮은 온도($500\sim 600^{\circ}\text{C}$)에서 소결하고 고온 소결형은 다소 높은 온도($800\sim 1000^{\circ}\text{C}$)에서 소결한다.

소결형 플럭스, 특히 저온 소결형 플럭스는 소결 과정에서 탈산제(Fe-Si, Fe-Mn)나 합금제(Ni, Cr, Mo, V, Mo 등)의 손실이 거의 없기 때문에 용융금속의 탈산작용, 용착금속의 화학성분 조정 및 조직 미세화가 비교적 용이하다. 그러므로 용융금속의 강력한 탈산작용이나 화학성분 조정이 필요한 고장력강, 저합금강에는 소결형 플럭스가 많이 사용되고 있다. 그러나 흡습성이 있고, 용접조건에 따라 용착금속의 화학조성이 변화한다. 다층용접에 있어서 각층마다 화학조성이 다를 수 있으며, 사용 및 취급과정에서 미분화 되어

재사용에 한계가 있다는 단점이 있다. 그러므로 소결형 플럭스의 선택에 매우 신중해야 하며 취급, 보관, 사용 과정에서도 많은 주의가 요구된다.

Table 2-3 Comparison of Characteristics of fused and agglomerated(bonded) Type Flux

항목	용융형	소결형
색상/외관	유리상의 고온 반응물로서 색상 차이 없음	색상차이로 식별가능
입도	전류에 따라 플럭스의 입도선택을 다르게 해야함 (고전류 : 세립, 저전류 : 대립)	사용전류에 관계없이 한 종류의 입도로 사용가능함. (작업관리가 용이함)
염기도	산성 및 중성	산성, 중성, 염기성 및 고염기성
합금 첨가	불가	가능
흡습성	흡습성이 거의 없음 (재건조 거의 불필요)	흡습성이 강함 (재건조, 방습 포장제 필요)
사용 강재	고장력강이나 저합금강 등에서 기계적 성질 (특히, 충격치)이 요구되는 강재에는 사용이 곤란함	비교적 넓은 범위의 강종에 사용이 가능함.
와이어(조합)	강종에 따라 적합한 와이어를 선택해서 사용하여야 함	저 Mn계 연강 와이어로 연강, 고장력강 및 저합금강의 용접이 가능함.
분진 발생	거의 없음	있음
극성에 대한 감수성	비교적 민감	비교적 둔감함
슬래그 박리성	비교적 좋지 않음	비교적 둔감함
가스 발생	적음	많음

비드 외관	미려함	약간 미려함
대입열, 용접성 (고전류, 저속도용접)	비드 표면의 요철이 심하여 슬래그 박리가 어려움 (고전류 사용이 어려움)	비드가 균일하여 슬래그의 박리가 잘됨. (고전류 사용이 용이함)
용입	약간 깊음	약간 얕음
다층 용접성	용착금속의 층간 성분 변동이 적음 (적합함)	용착금속의 층간 성분변동이 비교적 큼. (적합치 않음)
고속 용접성 (필릿)	비드가 균일하여 가공이나 슬래그 혼입이 적음 (적합함)	비드에 광택이 없고, 기공이나 슬래그 혼입이 생기기 쉬움. (적합치 않음)
탄뎀 용접성	적합치 않음	적합함
용접조건에 따른 화학조성 변화	용접조건 변화에 따른 조성의 변화가 적음	용접조건 변화에 따른 조성의 변화가 비교적 큼
인성	와이어의 성분 영향이 큼	비교적 높은 인성
장기 보관성	안정함	변질의 우려가 있음

3) 염기도에 따른 플렉스의 분류

표 2-1에서 보듯이 플렉스는 여러 가지 광물질의 혼합물이기 때문에 플렉스는 화학조성에 따라 분류할 수 있다. 염기도란 용융된 슬래그의 염기성 또는 산성의 정도를 나타낸 것으로 용융풀에서 금속 정련 반응이 일어날 때 용착금속의 청정도 및 인성에 큰 영향을 준다.

플렉스 중의 CaO, CaF₂, MgO 및 MnO 등은 염기성으로 이들의 함량이 증가하면, 용착 금속 중의 O₂량은 감소하며 탈황과 탈인 반응은 활발하여 청정도가 높은 용착금속이 얻어지므로 용접부의 인성이 증가하지만 용접 작업성은 나빠진다. 반면에 SiO₂ 및 TiO₂ 등은 산성으로 이들의 함량이 증가하면, 반대 현상이 일어나 용착금속의 청정도와 인성은 떨어지지만 용접 작업성이 좋아진다. 염기도를 나타내는 방식으로 여러 가지가 있으나 아래와 같은 식으로 염기도 지수(Basicity Index, BI)를 정한다.

$$* \text{Basicity Index(B.I)} = \frac{\text{CaO} + \text{MgO} + \text{BaO} + \text{CaF}_2 + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + 0.5(\text{MnO} + \text{FeO})}{\text{SiO}_2 + 0.5(\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2)}$$

BI값과 플럭스의 염기도, 용융온도, 용착금속의 O₂량 및 충격치와의 일반적인 관계는 표 2-4과 같다.

① 산성 플럭스 (BI<0.9)

산성 산화물 SiO₂와 Al₂O₃를 다량 함유하고 있어 높은 용접전류와 고속용접에 적합하지만, 일반적으로 용착금속의 충격인성은 매우 낮다. 용착 금속내의 Si와 Mn 등이 축적되어 과도한 인장강도와 낮은 충격인성을 유발하므로 다층용접에는 부적절하고 주로 단층용접에 이용된다.

② 중성 플럭스 (0.9<BI<1.2)

SiO₂와 Al₂O₃ 함량이 비교적 낮은 플럭스로서, 산성에 비해서 용착금속의 화학조성 변화가 거의 없으므로 다층용접에 적절하다. 그러나 용착금속의 충격인성은 낮은 편에 속한다.

③ 염기성 플럭스 (1.2<BI<2.5)

반 염기성(1.2<BI<1.8)인 경우는 SiO₂와 Al₂O₃ 함량을 줄였으며, 중간정도의 용접전류와 속도가 가능하여 2층이나 다층용접에서 좋은 충격인성을 보여준다. 염기성(1.8<BI<2.5)인 경우에는 염기성 산화물인 CaO, MgO 및 CaF₂의 함량이 높으며 상대적으로 SiO₂의 함량이 낮다. 용접전류와 속도가 낮고 슬래그 박리성도 나쁘지만 용착금속의 기계적 성질은 우수하다.

④ 고 염기성 플럭스 (BI>2.5)

용착금속의 O₂함량을 극소화 시킬 목적으로 다량의 염기성 화합물과 탈산제를 첨가한 것이다. 작업성은 그다지 양호하지 못하지만, 기계적 성질이 양호하기 때문에 고장력강의 다층용접에 적절하다.

Table 2-4 Relationship between flux properties and Basicity Index

BI 값	염기도	용융온도(°C)	산소량 (ppm)	충격치(50J)의 온도(°C)
0.9 이하	산성	1,100 ~ 1,300	750 이상	0
0.9 ~ 1.2	중성	1,300 ~ 1,500	550 ~ 750	-20
1.2 ~ 2.5	염기성	1,500 이상	300 ~ 500	-40
2.5 이상	고 염기성	1,500 이상	300 이하	-60

4) 용접 와이어와 플럭스 조합의 선정

용접부의 화학조성 및 기계적 성질은 용접 와이어 및 플럭스의 조합에 의해 결정된다. 그러므로 용접할 모재가 주어지면 모재의 화학조성 및 기계적 성질을 만족시킬 수 있는 와이어와 플럭스의 조합을 선정하는 것은 중요하면서도 어려운 문제이다. 이러한 문제점을 해소하기 위해서 미국 용접학회(AWS)에서는 플럭스를 독립적으로 규정하지 않고(KS 규격에서는 플럭스를 독립적으로 규정하고 있음), 플럭스와 와이어의 조합으로 얻어지는 용착금속의 기계적 성질을 기준으로 다음과 같이 와이어와 조합된 형태로 규정하고 있으며, 표 2.28은 와이어와 플럭스 조합의 예를 보여준다. 일반적으로 용접와이어는 용착금속의 화학조성에 커다란 영향을 주며, 플럭스는 충격치 및 용접 작업성과 밀접한 관계를 가지고 있다.

2.3 용접부 미세조직

본 연구에서는 용착금속에서 나타나는 조직을 구분하여 제시하였다. 각 상들의 특징들에 대해 간단히 정리한 내용은 다음과 같다. [18]

(1) Acicular ferrite (AF)

일반적으로 용착금속은 pearlite(P), polygonal ferrite(PF), grain boundary ferrite(GBF), widmanstätten ferrite(WF), acicular ferrite(AF), bainite(B) 등의 조직들로 다양하게 이뤄져 있다. 이러한 미세조직에서도 특히 Grain boundary ferrite, bainite, pearlite 등은 인성에 악영향을 주는 것으로 알려져 있다. 그에 반해 acicular ferrite는 재료의 인성을 향상시키는 것으로 많은 연구를 통해 알려졌다. [19,20]. Fig. 2-7는 용착금속의 미세조직들의 영향을 나타낸 그림이다. Acicular ferrite는 결정립내에서 산화물을 통해 핵생성하여 interlocking 구조를 이루는 반면 grain boundary ferrite는 결정립계에서 핵생성을 하게 된다.

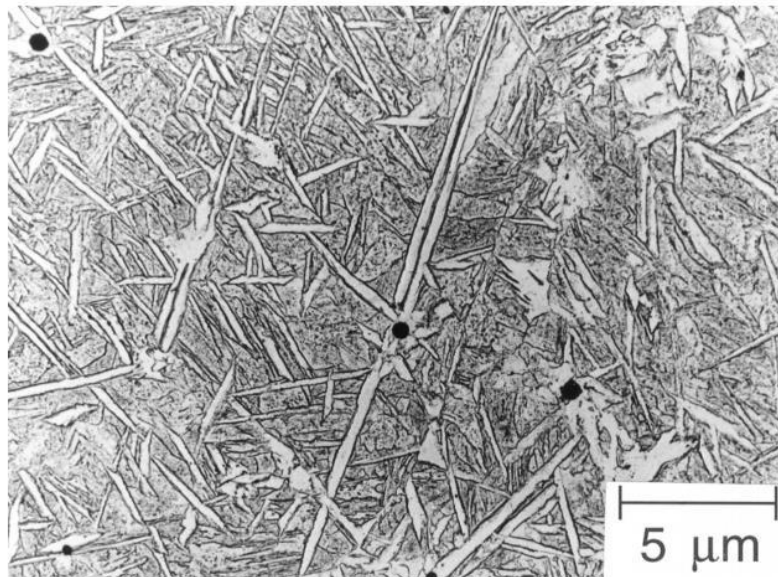


Fig. 2-7 Replica transmission electron micrograph of acicular ferrite plates in a steel weld deposit (Barritte, 1982) [21]

(2) Polygonal ferrite (PF)

low-carbon steel의 페라이트 미세조직에서 가장 고온에서 가장 느린 냉각속도로 상변태하는 조직이다. 그리고 등방정(equiaxed) 결정립으로 성장한다. 이러한 유형의 페라이트를 polygonal ferrite라고 부른다. PF는 optical microstructure(OM)으로 형상관찰이 가능하고, 매우 낮은 전위밀도를 갖는다. Fig. 2-8 (a)에서는 연속노냉을 통해 얻은 조직이다. 하얗게 보이는 상이 PF, 어둡게 보이는 상은 Pearlite로써 PF보다 낮은 온도에서 형성되었다.

(3) Quasi-polygonal ferrite (QPF)

PF보다 빠른 냉각속도로 인해 상대적으로 조대한 페라이트 결정립으로 성장한다. QPF는 불규칙적인 결정립계를 가진다. 이 상변태는 austenite와 ferrite의 상경계에서 짧은 확산 시간을 가짐으로써 형성된다. 또한, 침입형, 치환형 원자들이 상경계를 이동시켜서 불규칙적인 결정립을 생성시킨다. 그리고 PF와 다르게 QPF는 높은 전위밀도를 가지고, MA constituent와 같은 2차상이 분포한다.

(4) Widmanstätten ferrite (WF)

조대하고 길게 늘어난 페라이트를 보통 Widmanstätten ferrite(WF)로 일컫는다. WF는 austenite grain boundaries 또는 polygonal ferrite allotriomorphs로부터 핵생성 및 성장한다.

(5) Granular bainite (GB)

Granular bainite(GB)는 등방정 미세조직이다. 그리고 이는 Martensite-Austenite(MA) constituent를 포함하고 있는데, 상대적으로 큰 packet 크기와, MA 2차상 때문에 인성에 취약한 조직이다. AF와 GB는 변태온도가 같다. 단지 두 조직의 핵생성 mechanism이 다른데 AF는 핵생성 site가 inclusion이라는 것, GB는 Prior austenite grain boundaries이다.

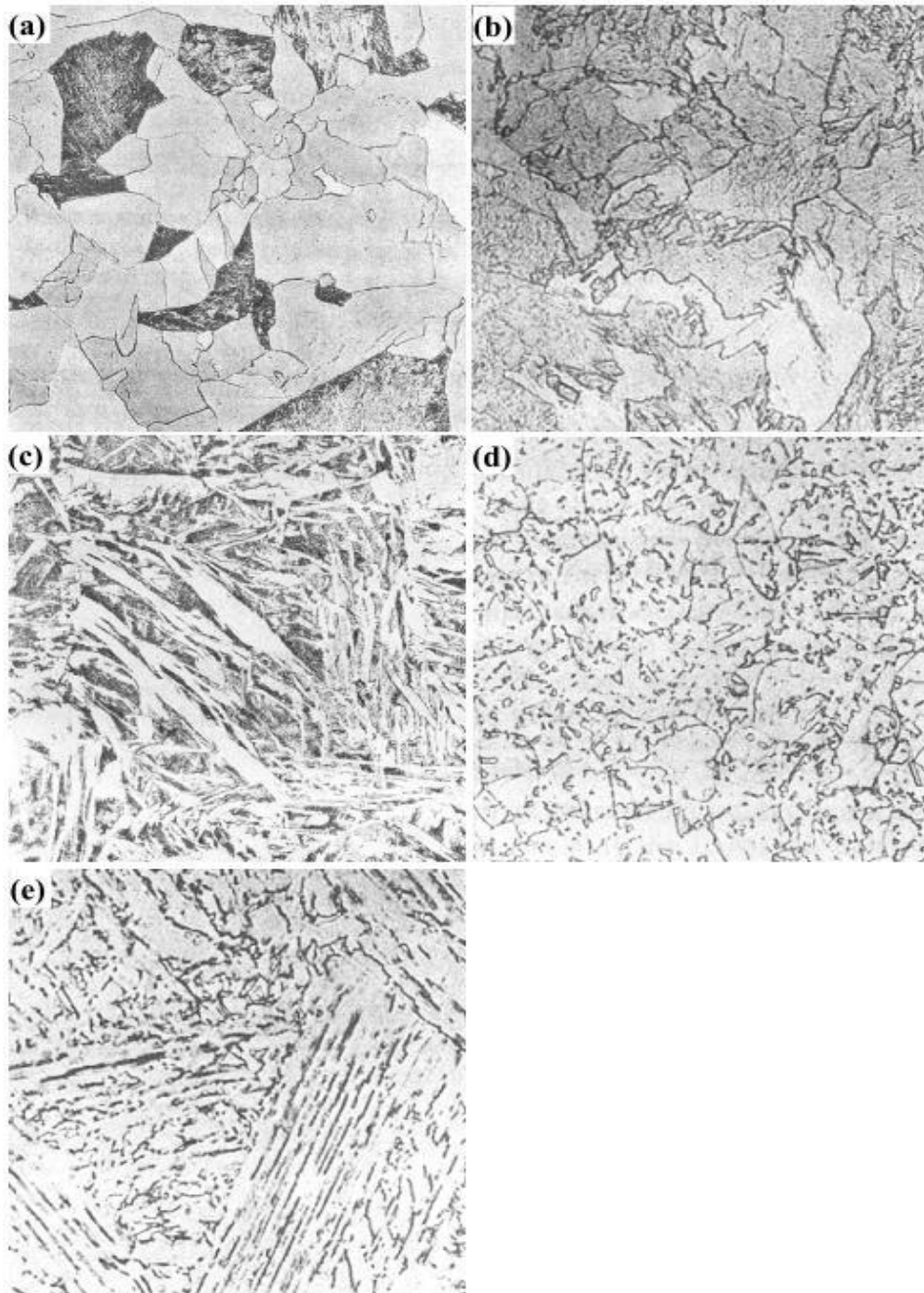


Fig. 2-8 Ferritic microstructure; (a) polygonal ferrite, (b) quasi-polygonal ferrite, (c) Widmanstätten ferrite, (d) granular bainitic ferrite, and (e) bainitic ferrite[22]

2.4 침상형 페라이트

일반적으로 오스테나이트-페라이트 변태 시에 페라이트는 불균질 핵생성에 의하여 형성되는데, 대부분 오스테나이트 결정입계에서 일어난다.[23] 그러나 특정한 조건 하에서는 입내 핵생성이 가능한데, 예를 들면 제어 압연에서 오스테나이트 재결정 온도 이하에서의 압연을 수행하면 변형된 오스테나이트 결정립 내부에 많은 결함들이 축적되며, 이때 입내 페라이트의 핵생성이 일어난다. 열간 가공이 없는 조건에서도 입내 핵생성의 자리로서 적절한 비금속 개재물이 존재하면 이와 같은 입내 핵생성이 일어날 수 있는데, 실제로 비금속 개재물에서의 입내 핵생성을 이용하여 미세조직을 제어하는 기술이 용접 분야에서는 아주 잘 알려져 있다.[24,25] 비금속 개재물에서 입내 핵생성된 페라이트는 변태온도에 따라서 알로트로모프(Allotromorph) 페라이트의 변태역에서는 이디오모프(Idiomorph) 페라이트로, 베이나이트 변태 온도역에서는 침상형 페라이트로 변태된다. Fig. 2-9에 여러 변태 생성물을 도식적으로 표시하였다. 통상 수 μm 이상의 조대한 비금속 개재물은 재료의 파괴 시 균열의 시작점으로 제강 공정 중에 제거되어야 할 불순물로 인식되어 왔다. 그러나 1-2 μm 이하의 크기를 갖는 미세한 비금속 개재물은 기계적 성질에 큰 영향을 미치지 않기 때문에, 이를 강의 미세조직 제어에 적극적으로 활용하려는 연구가 시도되고 있다.

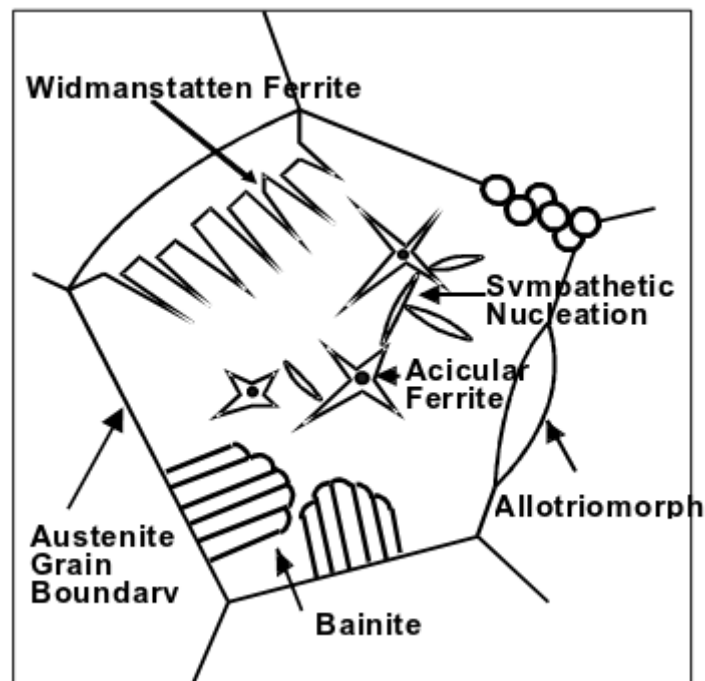


Fig. 2-9 Schematic illustration of heterogeneous nucleation phenomena of ferrite in steel

2.4.1 침상형 페라이트의 발달

침상형 페라이트는 주로 용착부(weld deposit)에서 발견되어 왔으며, 용착부의 인성 확보에 크게 기여하는 것으로 알려져 있다.[23] 용착부에서 침상형 페라이트가 잘 관찰되는 것은 용착부의 산소농도가 매우 높아 침상 페라이트의 핵생성 자리가 되는 산화물의 밀도가 높고, 오스테나이트 결정립의 크기가 커서 상대적으로 오스테나이트 입계가 줄어들어 입내 핵생성에 유리하기 때문이다. 따라서 산소농도가 낮고 오스테나이트의 크기가 작은 일반 구조 용강에서는 침상형 페라이트 조직이 관찰되기 어렵다.[26] 그러나 최근 강력한 페라이트 핵생성 증력을 가진 것으로 알려진 Ti산화물을 분산시킬 경우 산소의 농도가 높지 않은 일반 구조용강에서도 침상형 페라이트가 형성되는 것이 보고되고 있다.[27-29] 이미 상업적으로 이용되기 시작한 Ti탈산강에서는 침상형 페라이트 조직을 발달시켜 HAZ의 인성 향상을 이루고 있다.

침상형 페라이트 형성은 외부의 많은 변수에 의하여 영향을 받는다. 외부의 변수로는 크게 합금 조성과 가공 열처리 조건으로 나눌 수 있는데, 이들 조건에 따라 오스테나이트의 크기, 경화능, 비금속 개재물의 형성 거동이 결정되며, 오스테나이트-페라이트 변태 시 변태상이 결정된다. 침상형 페라이트 조직을 잘 발달시키기 위해서는 핵생성 자리가 되는 적당한 크기의 비금속 개재물을 균일하게 분산시키고 가급적 오스테나이트 결정립을 크게 하여 오스테나이트에서 형성되는 조대한 다각형 페라이트, Widmanstätten 페라이트, 베이나이트 성장을 억제하는 것이 유리하다.

Barbaro 등[30]은 60% 이상의 침상형 페라이트 분율을 얻기 위해서는 오스테나이트 결정립 크기가 최소한 100 μm 이상이 되어야 한다고 보고하였다.

오스테나이트의 결정립 크기는 주로 석출물의 부피 분율과 크기 분포 등에 크게 좌우되는데, Nb, Al, Ti, V 등의 탄질화물이 오스테나이트 결정립의 성장을 크게 억제하는 것으로 알려져 있다. 이러한 질화물의 석출은 첨가된 미량 합금 원소의 탈산과정에서 산화물 형성 거동과 관련된다.

침상형 페라이트의 발달을 위하여는 입내 핵생성에 유효한 적당한 크기의 비금속의 개재물이 고르게 많이 분포되어야 한다. 많은 연구결과[23,31-33]에 의하면 최소한 약 0.2 μm 이상의 크기의 비금속 개재물이 분산되어 있어야 침상형 페라이트를 형성시킨다고 한다. 용착부에서는 높은 산소 농도에 의하여 다량의 산화물이 존재하나, 구조용강에서는

상대적으로 매우 낮은 분율의 비금속 개재물이 존재한다. 따라서 입내 핵생성 능력이 우수한 비금속 개재물을 생성시킬 뿐만 아니라 그 적절한 크기로 잘 분산시키는 재강 기술이 구조용강에서 침상형 페라이트를 응용함에 있어서 매우 중요하다.

2.4.2 비금속 개재물

가. 산화물

강 내부에 존재하는 산화물은 제강 시 용강의 탈산을 위해 첨가하는 합금원소와 용강 중의 O와의 반응으로 형성된다.[23] 산화물은 응고 전에 형성되는 1차 탈산 생성물과 또는 응고 과정 중에 형성되는 2차 탈산 생성물로 구분된다. 1차 탈산 생성물은 크기가 수십 μm 이상으로 제강 중에 슬래그(slag)에 포집되어 제거되나, 수 μm 이하의 2차 탈산 생성물은 쉽게 제거되지 않고 강 중에 개재물로서 잔류한다. 산화물은 액상에서 정출되기 때문에 대부분 구형으로 존재한다.

형성되는 산화물의 종류는 제강 중에 첨가되는 탈산제의 종류에 따라 결정된다. 탈산제는 산소 친화력이 큰 Al, Ca, Ti, Mn, Si 등의 원소가 이용되는데, 이들 원소가 동시에 용강 중에 존재할 때는 산소 친화력이 강한 Ca, Al, Ti, Si, Mn의 순서대로 산화물이 먼저 형성된다. Al-Ca 탈산 시 CaO-Al₂O₃계 산화물이, Ti탈산 시, Ti산화물이, Zr 탈산 시 ZrO₂가, Mn-Si 탈산 시 MnO-SiO₂계 산화물이 주로 관찰된다고 보고되고 있다.

산화물은 여러 비금속 개재물 중에서도 가장 높은 온도에서 석출하므로 낮은 온도에서 석출되는 비금속 개재물의 형성에 매우 중요한 역할을 한다.

특히 MnS[34]와 TiN[35] 등은 이미 형성된 산화물 입자 위에 핵생성 되어 석출되는 경향이 강하다. 따라서 MnS의 핵생성 자리가 되는 산화물을 찾아내어 미세하게 분산시키면, 기계적 성질을 해치는 조대한 MnS를 미세하게 분산시키는 효과도 기대할 수 있다. Ogibayashi의 검토에 의하면,[36] S의 농도가 낮을 때에는 MnO-SiO₂계 산화물과 Ti₂O₃가 Al₂O₃와 ZrO₂보다 효과적으로 MnS를 분산시키며, S의 농도가 높을 때에는 산화물의 종류에 관계없이 MnS를 효과적으로 분산시키는 것으로 알려져 있다.

나. 질화물

강에서 질화물은 Ti, V, Nb과 같은 미소 첨가 합금원소에 의하여 형성되며 주로 응고가 완료된 후에 생성되나, 강 중 질화물 형성 원소나 질소의 함량이 높은 경우 또는 편석에 의해 응고 도중 수지상 가지의 사이에서 생성되기도 한다. 대부분 NaCl(BI) 구조를 지니고 있으며, 수십 nm 크기의 미세한 cuboid로 강 내부에 석출되어 분산되어 있다. 이들 질화물은 HSLA강에서 이미 1060년대부터 적극적으로 이용되기 시작했다. 미세하게 분산된 질화물은 열간압연 시 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하고 재결정 온도를 낮추어 페라이트 결정립 미세화에 기여하고 탄질화물(carbonitride)로 존재하여 석출경화 효과를 증대시킨다. 질화물은 질소와의 친화력이 큰 Ti, Nb, V의 순소대로 높은 온도에서 석출된다. 고상선 위에서 생기는 질화물은 수백 nm에서 수 μm 의 크기를 가지며 이러한 조대한 질화물은 기계적 성질이 취약하여 강의 인성을 크게 저하시키는 것으로 알려져 있다.[37]

다. 황화물

황화물은 강에 잔류하는 S와 Mn, Cu, Ti과 결합하여 형성된다. 가장 흔히 관찰되는 것은 MnS이며, CuS나 TiS의 존재도 종종 보고되기도 한다. MnS는 크게 응고 과정 중에 액상에서 형성되는 것과 고상에서 석출되는 것으로 분류될 수 있다. 액상에서 정출되는 MnS는 크기가 수 μm 이상이며, 형태도 구형, 각형, 수지상형 등 매우 다양하다. 이들 조대한 MnS는 강의 인성을 저하시키는 등 기계적 성질에 나쁜 영향을 미치므로 고급 강에서는 S의 함량을 규제하여 MnS의 형성을 억제한다. 고상에서 석출되는 MnS는 단독으로 존재하는 경우는 거의 없고 대부분 기존에 형성된 산화물에 핵생성 되어 석출한다. 이러한 개재물들을 응고 전이나, 응고 도중 액상 금속에서 생성되거나 혹은 응고 후 강의 내부에서 석출되는데 일반적으로 단상으로 존재하기 보다는 산화물과 황화물 또는 질화물이 복합상으로 존재하게 된다.[38] 보통 가장 높은 온도에서 형성되는 Al_2Ca 등의 산화물이 일차 생성된 다음 그것을 핵 생성 자리로 해서 Ti이나, 결정질 또는 비정질 MnO-SiO₂계 산화물이 주변을 둘러싸며, 마지막으로 상대적으로 낮은 온도에서 석출되는 TiN와 MnS 등이 산화물에 붙어 석출된다.

2.4.3 비금속 개재물에서의 핵생성 기구

1. 단순한 기지로서의 역할

금속 내에 존재하는 개재물이 불활성(inert)이고, 비적합(incoherent)이고, 비변형(non-deformable) 상태라고 가정하고, 개재물/오스테나이트 사이의 계면에너지와 개재물/페라이트 사이의 계면에너지가 동일하다고 가정하면, 불균질 핵생성 이론에 의거 핵생성에 필요한 활성화 에너지 장벽(activation energy barrier)은 개재물 크기에 따라 Fig. 2-10과 같이 변한다고 Ricks 등이 보고하였다. 이러한 변화가 의미하는 것을 요약하면 다음과 같다.[39-41]

(i) 균질핵생성(homogeneous nucleation) 보다는 개재물로부터 핵생성되는 불균질 핵생성이 에너지적으로 우선한다.

(ii) 개재물의 크기가 클수록 불균질 핵생성에 필요한 활성화 에너지 장벽은 낮아진다.

(iii) 개재물 크기에 관계없이, 입계에서의 핵생성이 개재물에 의한 불균질 핵생성보다 에너지적으로 우선하다.

이를 $\gamma \rightarrow \alpha$ 변태 과정에서 페라이트 생성 위치의 우선순위를 부여하는 것으로써, 페라이트는 구오스테나이트 입계에서 제일 먼저 생성되고, 다음으로 개재물에서 생성된다는 것이다. 이는 실제 용착금속의 변태과정과 일치한다. 그런데 개재물이 단순한 기지의 역할만을 한다면, 개재물의 크기가 클수록 페라이트 핵생성이 보다 용이해 지는 것으로 나타나고 있다. 실제로 몇몇 연구자들은 개재물이 어느 정도 크기 이상에서 침상형 페라이트가 생성됨을 실험적으로 보여 주었다. Liu와 Olson은[42] $0.2\mu\text{m}$ 이상의 개재물이 존재해야 한다고 하였으며, Klauklis 등[43]과 Barbaro 등[44]은 적어도 $0.4\mu\text{m}$ 이상이 되어야 한다고 하였다. 이들은 특히 개재물의 크기가 증가함에 따라 핵생성처로 작용하는 확률이 증가함을 Fig. 2-11과 같은 실험 결과로써 보여 주었다. 이 그림으로부터, 개재물의 크기가 $0.6\mu\text{m}$ 보다 커지게 되면 확률이 1.0에 수렴하여 모두 다 핵생성처로 작용하게 됨을 알 수 있다. 이러한 결과는 Fig. 2-10에서 이론적으로 예측하였던 개재물 크기의 영향을 실험적으로 증거하는 것으로써, 개재물이 페라이트 핵생성에 있어서 '단순히 기지로서의 역할'만을 하고 있음을 확실히 보여주는 실험결과이다.

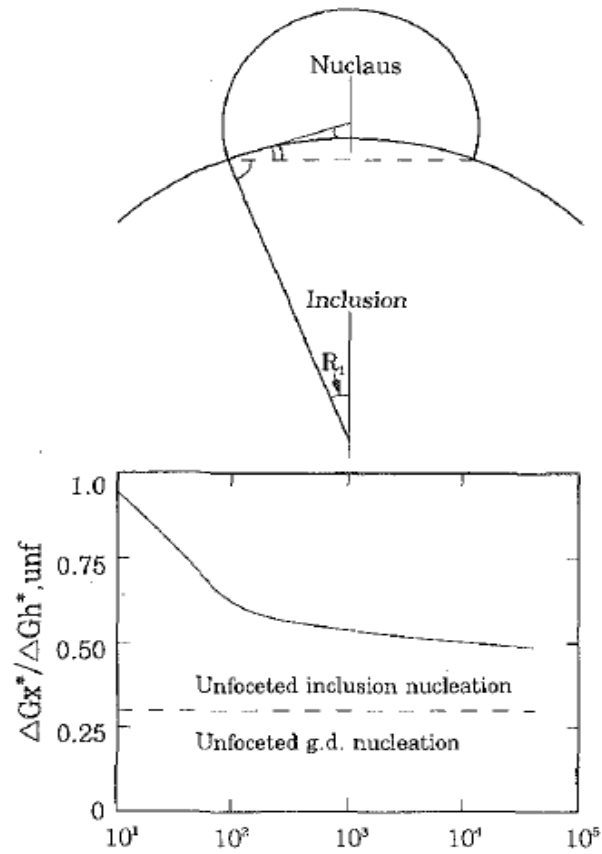


Fig. 2-10 Effect of inclusion size on the energy barrier for ferrite nucleation

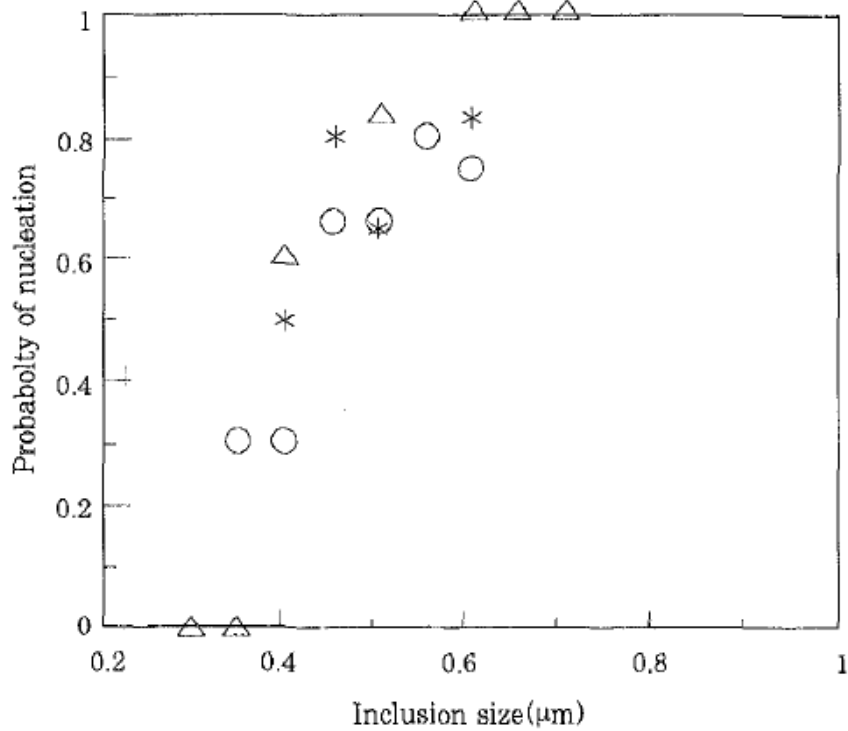


Fig. 2-11 Effect of inclusion size on the probability of acicular ferrite nucleation

2. 격자정합성의 영향

개재물로부터 침상형 페라이트가 핵생성되는 반응은 불균질 핵생성(heterogeneous nucleation)반응이기 때문에, 만약 개재물이 페라이트와 격자 정합성이 우수하면 개재물과 페라이트 사이의 계면에너지가 감소하여 불균질 핵생성의 활성화 에너지 장벽이 낮아지게 되어 페라이트 핵생성이 보다 용이해 질 수 있을 것이다.[45,46] 이에 근거한 '격자 정합성(lattice matching) 이론'은 페라이트와 격자 정합성이 우수한 개재물일수록 페라이트 핵생성 능력이 양호하다는 이론이다.

표 2-5은 여러 가지 화합물에 있어서 페라이트와 격자 부정합(lattice mismatch) 정도를 계산한 결과로써, 부정합 정도가 작을수록 정합성이 우수한 개재물이다. 이 표에서 보듯이 부정합 정도는 개재물의 화학조성에 따라 매우 큰 차이를 보여주고 있는데, 격자 부정합 정도가 작은 개재물로서는 TiO, TiN, galaxite, CuS, VN 등이 있다. 이러한 사실을 기초로 하여, Lee와 Pan은[47] TiO가 페라이트와 좋은 정합성을 가지고 있어서 페라이트 핵생성을 촉진시킨다고 하였고, Morikage 등[48]은 TiN이 좋다고 하였으며, Madariaga 등은[49] MnS 위에 석출된 CuS가 페라이트와 좋은 정합성을 가지고 있어서 페라이트 핵생성처로 작용한다고 하였다.

Table 2-5 Mismatch values between different substrates and ferrite

Substrate	Crystal Structure	Lattice mismatch (%)
TiN	Cubic (NaCl)	4.6
VN	Cubic	2.2
Ti ₂ O	Hexagonal	29.3
TiO	Cubic (NaCl)	3.0
Ti ₂ O ₃	Hexagonal	26.8
TiO ₂	Tetragonal (SnO ₂)	8.8, 13.3
B ₂ O ₃	Hexagonal	5.8
BN	Hexagonal	6.5
Al ₂ O ₃	Hexagonal (Cr ₂ O ₃)	16.0
γ-alumina	Spinel	3.2
MnO, Al ₂ O ₃ (galaxite)	Spinel	1.8
MnS	Cubic	8.8
CuS	Cubic	2.8
	Hexagonal(B18)	6.0

3. Mn-결핍층(Mn-depleted zone) 영역의 형성

용융상태에서 형성된 1차 개재물은 주로 금속산화물인데, 이들은 냉각과정에서 MnS와 같은 2차 개재물을 석출하게 된다. 따라서 여러 연구자들은[50] Fig. 2-12와 같은 모델을 제시하면서 개재물 중앙에는 산화물이 존재하고 표면에는 MnS층과 TiN 입자 등이 형성된다고 하였다. 그런데 2차 개재물인 MnS가 금속산화물 표면에 석출되기 위해서는 개재물 주위의 오스테나이트로부터 개재물 표면으로 Mn이 확산되어야 하기 때문에, 개재물 주위의 오스테나이트에서는 Mn함량이 저하하게 되어 Mn-결핍층이 형성된다는 것이다. Mn-결핍층이 형성되면 Mn-결핍부에서는 경화능이 저하하여 페라이트 변태가 촉진되기 때문에, 결과적으로는 개재물로부터 페라이트가 우선적으로 핵생성 되는 결과를 가져온다. 이러한 가설로부터 Harrison 등[51]에 의해 최초로 'Mn-결핍층 이론'이 제안되었다.

Mn-결핍층이 존재하기 위해서는 우선적으로 냉각과정에서 산화물 표면에 2차 생성물로서 MnS가 석출되어야 하고, MnS가 석출된 후에는 냉각속도가 충분히 빨라서 Mn의 추가적인 확산이 억제되어야 한다고 하였다. 최근에는 MnS 석출이 없어도 Mn 결핍층이 형성될 수 있다는 실험 결과가 제시되었는데, 이들은 특정 산화물과 탄소강을 확산 접합시킨 시편에서 Mn-결핍층이 존재함을 확인하였다. 그들의 시험결과에 의하면 Ti-산화물 중에서 유일하게 Ti_2O_3 만이 Mn-결핍층을 형성하였는데, 이는 Ti_2O_3 가 Mn을 흡수하는 능력이 있기 때문이라고 하였다. Ti_2O_3 입자가 Mn을 흡수하는 이유는 Ti_2O_3 내부에 많은 양이온 공공(cation vacancy)이 존재하고 있는데, $Mn^{+3}(0.70\text{\AA})$ 이 Ti_2O_3 을 구성하고 있는 양이온 $Ti^{+3}(0.69\text{\AA})$ 와 가장 비슷한 크기를 가지고 있을 뿐만 아니라, Mn-Ti-O의 삼원계 상태도[52]에서 확인 할 수 있듯이 Ti_2O_3 가 Mn에 대해 상당한 고용도를 가지고 있어서 Ti_2O_3 에 Mn이 흡착되는 과정은 열역학적으로 안정된 반응이라는 것이다.

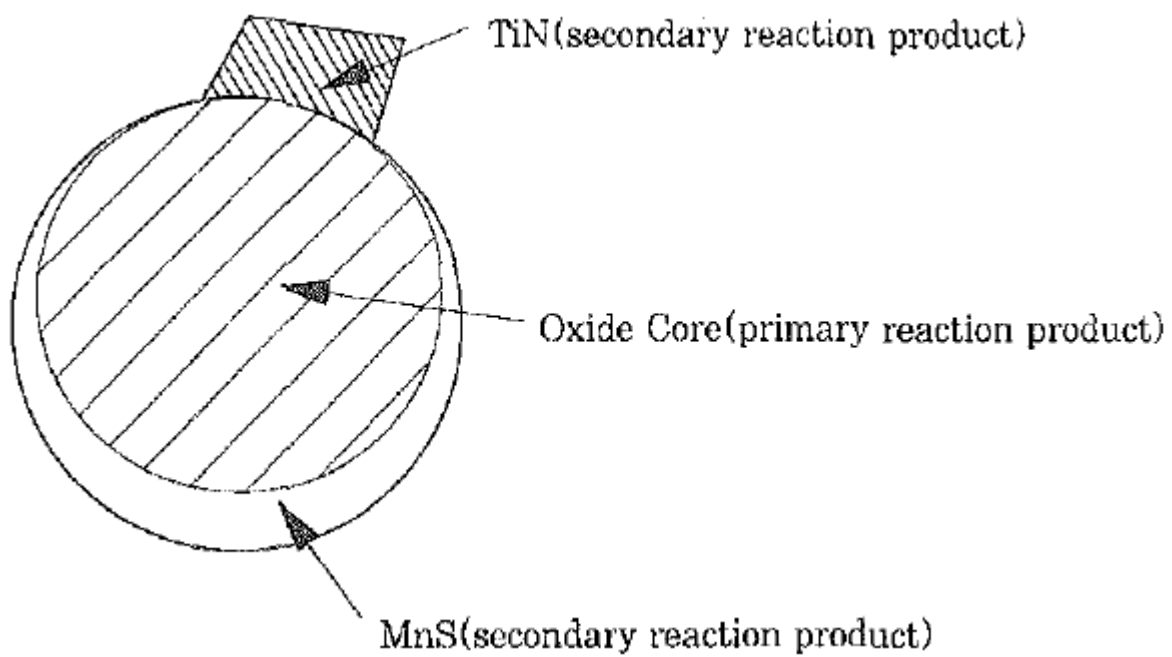


Fig. 2-12 Schematic diagram showing the three major constituent phases in weld metal inclusion

3. 실험 방법

3.1 사용재료 및 용접조건

본 연구에서는 선급용 TMCP 강인 AH32 강을 사용하였고 화학 조성은 표 3-1과 같다. 용접에 사용되는 Wire는 H-14 (4.8 ϕ), Filler material은 IRN 재료를 사용하였으며 각각의 화학 조성은 표 3-2에 정리하였다. 플럭스는 Ti와 B 산화물이 점점 증가하고 있는 3가지 플럭스를 사용하였으며 화학 조성은 표 3-3에 정리하였다. 플럭스 명칭은 각 플럭스 내의 Ti와 B 산화물 함량을 더하여 9.0Ti-B, 9.6Ti-B, 10.8Ti-B로 표기하였다. Ti와 B 산화물 함량이 다른 3가지 플럭스를 사용한 자세한 용접조건 및 플럭스의 용접성에 의한 입열량과 냉각속도는 표 3-4에 나타내었다. 냉각속도는 현장과 기업에서 사용하는 프로그램을 이용하여 구하였다. 실험에 사용되는 플럭스는 150 $^{\circ}$ C 이상에서 2시간 이상 건조시켜서 사용하였다. 가장 많은 Ti, B 산화물이 있는 10.8Ti-B 플럭스는 24t 강재를 용접하면 과잉물성이 나타났기 때문에 28t 강재에 적용하여 용접하였다. 용접 조인트 형상은 Fig. 3-1에 나타냈다. 각 용접부의 명칭은 플럭스의 Ti, B 산화물 함량과 냉각속도의 Rapid : R, Medium : M, Slow : S 약자를 조합하여 9.0R, 9.6S, 10.8M으로 표기하였다.

Table 3-1 Composition of base metal

Steel	Chemical Composition (wt.%)														
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	Nb	Ti	B	Fe
AH32	0.18	0.50	0.90~ 1.60	0.035	0.035	0.40	0.20	0.08	0.35	0.03~ 0.10	0.03	0.02~ 0.05	0.02	0.0004	Bal.

Table 3-2 Composition of welding materials

Welding Materials	Chemical Composition (wt.%)							
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Fe
Wire	0.12	0.05	1.95	0.016	0.011	0.002	-	Bal.
Filler Material	0.050	0.45	1.00	0.012	0.010	0.53	3.05	Bal.

Table 3-3 Composition of flux

Flux	Chemical composition (wt.%)			B.I [*]
	TiO ₂	B ₂ O ₃	Others	
9.0Ti-B	9.0	0.026	Bal.	2.0
9.6Ti-B	9.2	0.39	Bal.	1.8
10.8Ti-B	10.3	0.45	Bal.	2.4

$$* \text{ Basicity Index (B.I)} = \frac{\text{CaO} + \text{MgO} + \text{BaO} + \text{CaF}_2 + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + 0.5(\text{MnO} + \text{FeO})}{\text{SiO}_2 + 0.5(\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2)}$$

Table 3-4 Welding conditions

Specimen	Base Metal	Wire	Filler Material	Flux	Groove Angle(°)	Root Gap (mm)	Thickness (mm)	Heat Input (kJ/cm)	Cooling Rate (°C/s)
9.0R	AH32	H-14 (4.8ø)	IRN	9.0 Ti-B	40	2~3	24	131	1.244
9.6S				9.6 Ti-B		3~3.5	24	145	0.995
10.8M				10.8 Ti-B		3~3.5	28	155	1.166

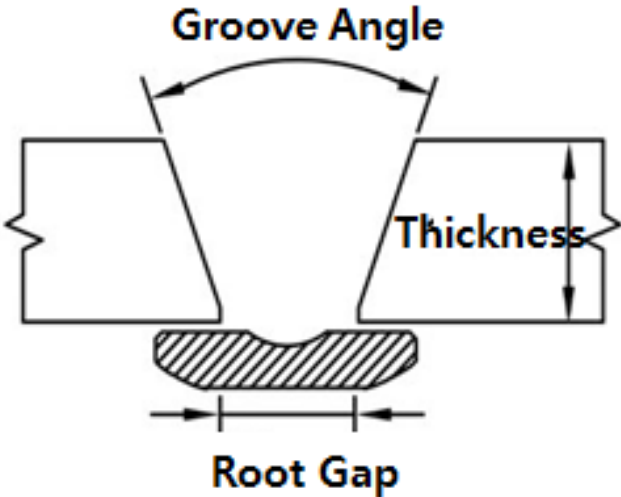


Fig. 3-1 Welding joint detail

3.2 미세조직 및 산화물 분석

용접한 시편의 용접부를 연마하고, 2% Nital 용액(질산 2% + 에탄올98%)으로 에칭한 후 광학현미경(Optical Microscopy)으로 미세조직을 관찰하였고 Point counting method를 통해 상분율을 측정하였다. EBSD(Electron backscatter diffraction)분석을 위해 각 용접부 시편을 기계적 연마 후 전해 연마하여 침상형 페라이트의 종횡비를 분석하였다. 결정방위는 TSL사(Tex SEM Laboratories, Inc.)에서 제공되는 OIM(Orientation imaging microscopy) Analysis 소프트웨어를 이용하여 분석하였다.

산화물 분석은 주사전자 현미경에 부착된 EDS(Energy-dispersive X-ray spectroscopy)를 이용하여 성분을 분석하고, 주사전자 현미경(Scanning Electron Microscope)으로 형상을 관찰하고 Image analyzer를 이용해 산화물의 크기 및 분포를 조사하였다.

3.3 인장 시험 및 경도 측정

인장시편을 용접부의 Fig. 3-2와 같이 All weld metal 위치에서 채취하였으며, DNV rule에 따라 Fig. 3-3와 같이 가공하였다. ASTM E08에 따라 100톤 용량의 인장시험기를 사용하여 상온에서 인장시험 하였다.

경도시험은 비커스(Vickers) 경도기를 사용하여 하중 5kg로 측정하였으며, 시험의 영향을 받지 않는 간격을 두고 측정하였다. 측정위치는 Face, Weld center, Root부에서 측정하였으며 Fig. 3-4에 나타내었다.

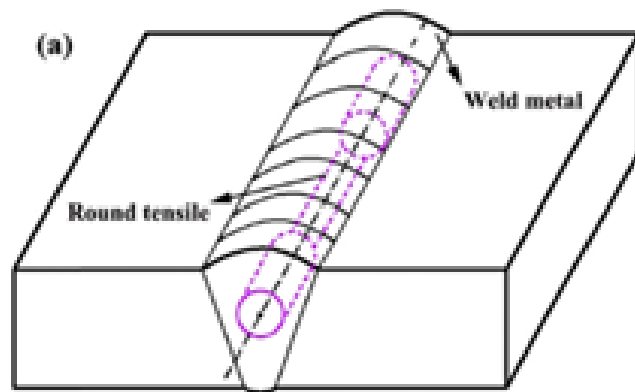


Fig. 3-2 Test specimen location for deposited weld metal tensile

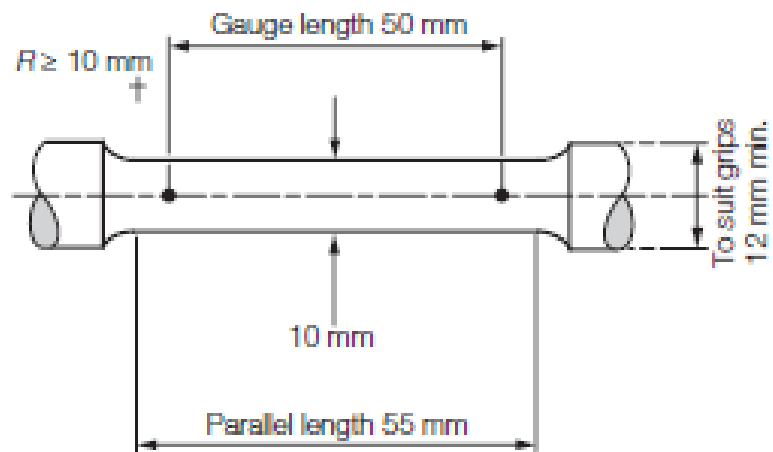


Fig. 3-3 Test specimen dimension for deposited weld metal tensile

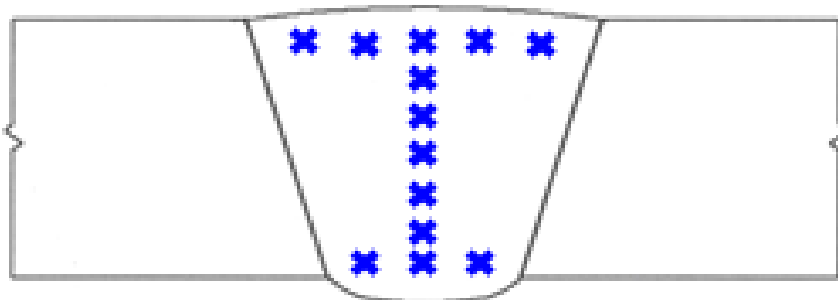



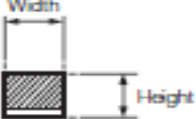
Fig. 3-4 Test specimen location for deposited weld metal hardness

3.4 샤르피 충격 시험

샤르피 충격(Charpy V-Notch) 시험은 DNV rule에 따라 표 3-5와 같이 10x10x55mm 충격시험 시편으로 가공하였으며, Notch 위치는 Fig. 3-5에 나타내었다. 샤르피 충격 시험은 ASTM E23에 따라 20, 0, -20°C에서 각 3회씩 실시하여 평균값을 구하였다. 벽개파괴 단위를 관찰하기 위해 주사전자 현미경을 사용하여 충격시험편의 파면 관찰 후, 균열전파경로를 조사하기 위하여 -20°C에서 벽개 파괴된 샤르피 충격 시험편의 파면을 Ni 코팅하여 광학현미경을 이용해 파단면을 분석하였다.

Table 3-5 Dimensions and tolerances for Charpy V-notch impact test specimens

Dimension	Nominal	Tolerance
Length, in mm	55	$\pm 0,60$
Height, in mm, see Note 1	10	$\pm 0,075$
Width, in mm, see Note 1		
– standard specimen	10	$\pm 0,11$
– standard subsidiary specimen	7,5	$\pm 0,11$
– standard subsidiary specimen	5	$\pm 0,06$
Angle of notch	45°	$\pm 2^\circ$
Height below notch, in mm	8	$\pm 0,075$
Root radius, in mm	0,25	$\pm 0,025$
Distance of plane of symmetry of notch from ends of test piece, in mm, see Note 1	27,5	$\pm 0,42$, see Note 2
Angle between plane of symmetry of notch and longitudinal axis of test piece	90°	$\pm 2^\circ$
Angle between adjacent longitudinal faces of test piece	90°	$\pm 2^\circ$

NOTES

- The test piece is to have a surface roughness better than Ra 5 μm except for the ends.
- For machines with automatic positioning of the test piece the tolerance is to be taken as $\pm 0,165$ mm.

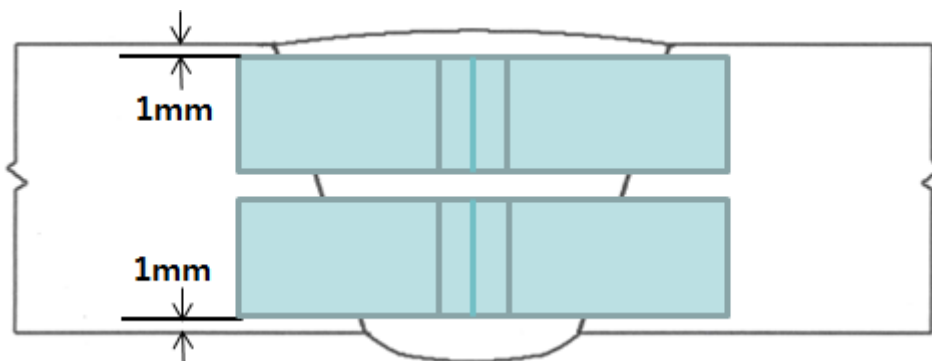


Fig. 3-5 Test specimen location for deposited weld metal Charpy V-notch impact test

4. 실험 결과

4.1 용접부 미세조직 분석

Fig. 4-1 (a)-(c)와 Fig. 4-2, 4-3, 4-4는 실용접한 시편을 연마하고 에칭 한 후 광학현미경으로 관찰한 미세조직이다. Fig. 4-1 (a)-(c)는 용접부 Macro 조직을 살펴보았는데, 냉각속도가 점점 느릴수록 용접부 내에 결정립 조대화 된 영역이 7%, 12%, 30% 순으로 증가한 것을 확인할 수 있다. Fig. 4-2, 4-3, 4-4에서 각 용접부 내 위치별 미세조직을 자세히 관찰해보았다. 세 용접부의 미세조직 분율은 각 용접부 마다 Face부, 용접부 중앙, Root부에서는 큰 차이 없이 거의 일치하였으며, 세 용접부의 미세조직 분율을 측정하여 Fig. 4-5에 나타내었다. 용접부에는 침상형 페라이트(acicular ferrite, AF)나 결정립계 페라이트(grain-boundary ferrite, GBF)로 주로 이루어져 있으며, 준다각형 페라이트(quasi-polygonal ferrite, QPF)와 펄라이트(pearlite, P), 위드만스테텐 페라이트(widmanstätten ferrite, WF)로 형성되어 있다. 앞으로는 약자를 부르도록 하겠다. AF는 비교적 빠른 냉각속도에서 형성되는데, 오스테나이트 입내에서 핵생성 되어 임의의 방향으로 성장하는 결정립계가 불규칙하며 결정립계에 이차상이 형성된 침상 형태의 조직으로 강도와 인성의 조합이 우수하다.[31-34] QPF는 다각형 페라이트(PF)보다 약간 낮은 온도에서 변태되고 불규칙한 입계를 가지는 조직으로 AF보다 낮은 강도와 인성을 갖는다. GBF 및 WF 조직 또한 인성과 기계적 성질에 좋지 않은 영향을 준다고 알려져 있다. 9.0R 시편은 약 68%의 AF와 20%의 GBF, 5%의 QPF, 4%의 P, 3%의 WF를 형성하였다. 9.6S 시편에서는 3가지 시편 중에서 가장 적은 55%의 AF와 가장 많은 29%의 GBF와 6%의 WF를 가졌으며, 6%의 QPF, 4%의 P를 나타내었다. 10.8M 시편은 3가지 시편 중 가장 많은 80%의 AF 분율과 가장 적은 10% GBF와 1%의 WF 를 형성하였다. 그리고 5%의 QPF, 4%의 P를 형성하였다. QPF와 P의 분율은 세 시편에서 모두 비슷했기 때문에 이에 대한 영향은 없다고 가정하였으며 AF와 GBF, WF가 기계적 성질에 영향을 줄 것으로 예상하였다.

AF 미세조직을 더 자세히 알아보기 위해 EBSD를 이용하여 AF 종횡비(aspect ratio)를 분석해 보았다. Fig. 4-6는 세 용접부의 Face, Root부 위치별 AF를 EBSD로 분석한 Grain-boundary map으로써 노란색의 입계는 15° 이하의 저경각 입계(low angle grain boundary)를 의미하며 빨간색의 입계는 15° 이상의 고경각 입계(high angle grain boundary)를 나타낸다. 이를 바탕으로 측정된 AF의 평균 길이와 두께, 종횡비를 분석하

여 표 4-1에 정리하였다. 9.0R 시편은 약 6의 종횡비를 갖는 AF를 형성하였고, 9.6S 시편은 약 종횡비 5.5의 AF를, 그리고 10.8M 시편에서는 가장 큰 종횡비인 6~7의 AF가 형성되었다.



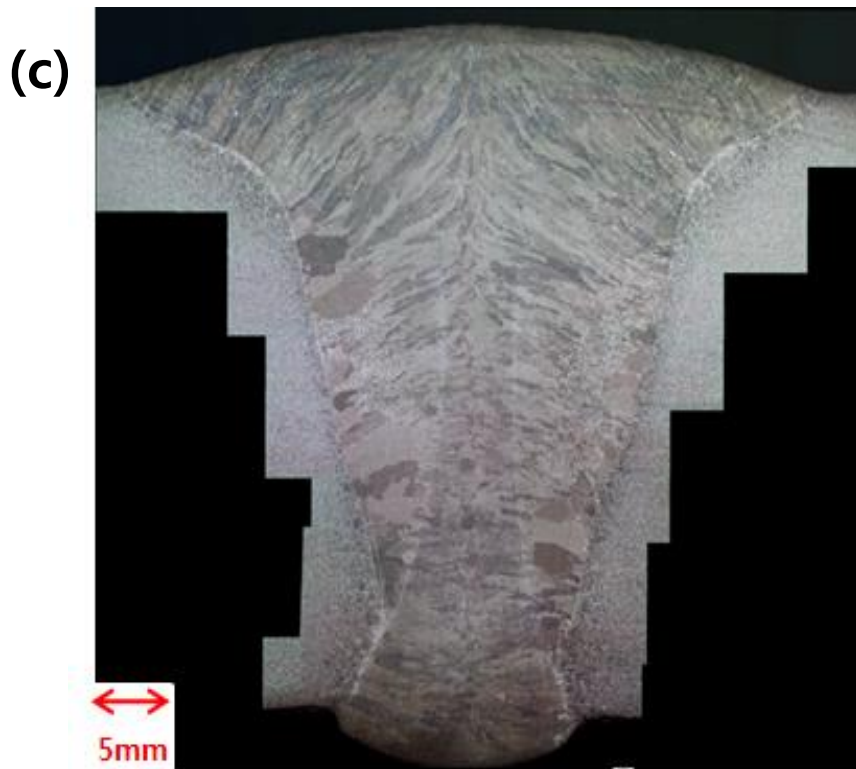
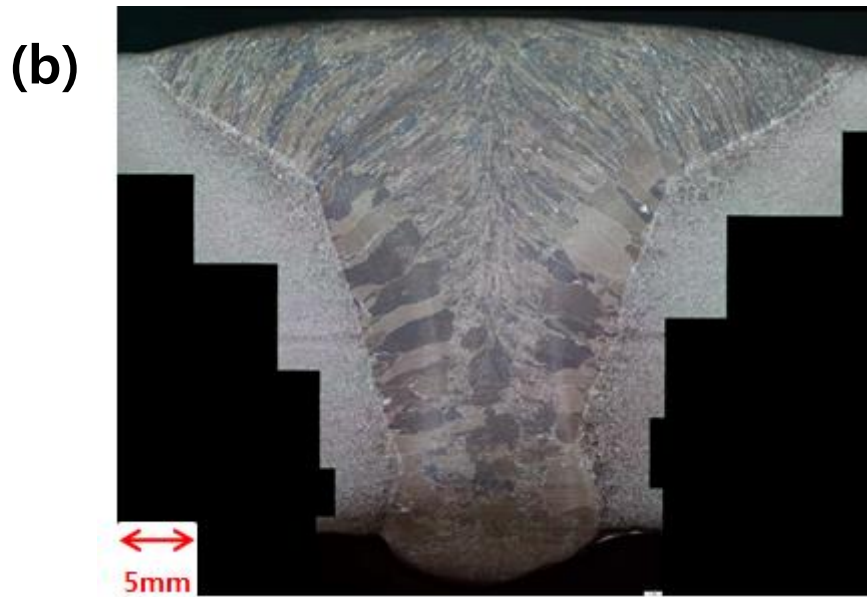


Fig. 4-1 Optical macrographs of the one-side SAW specimens : (a)9.0R (b)9.6S (c)10.8M

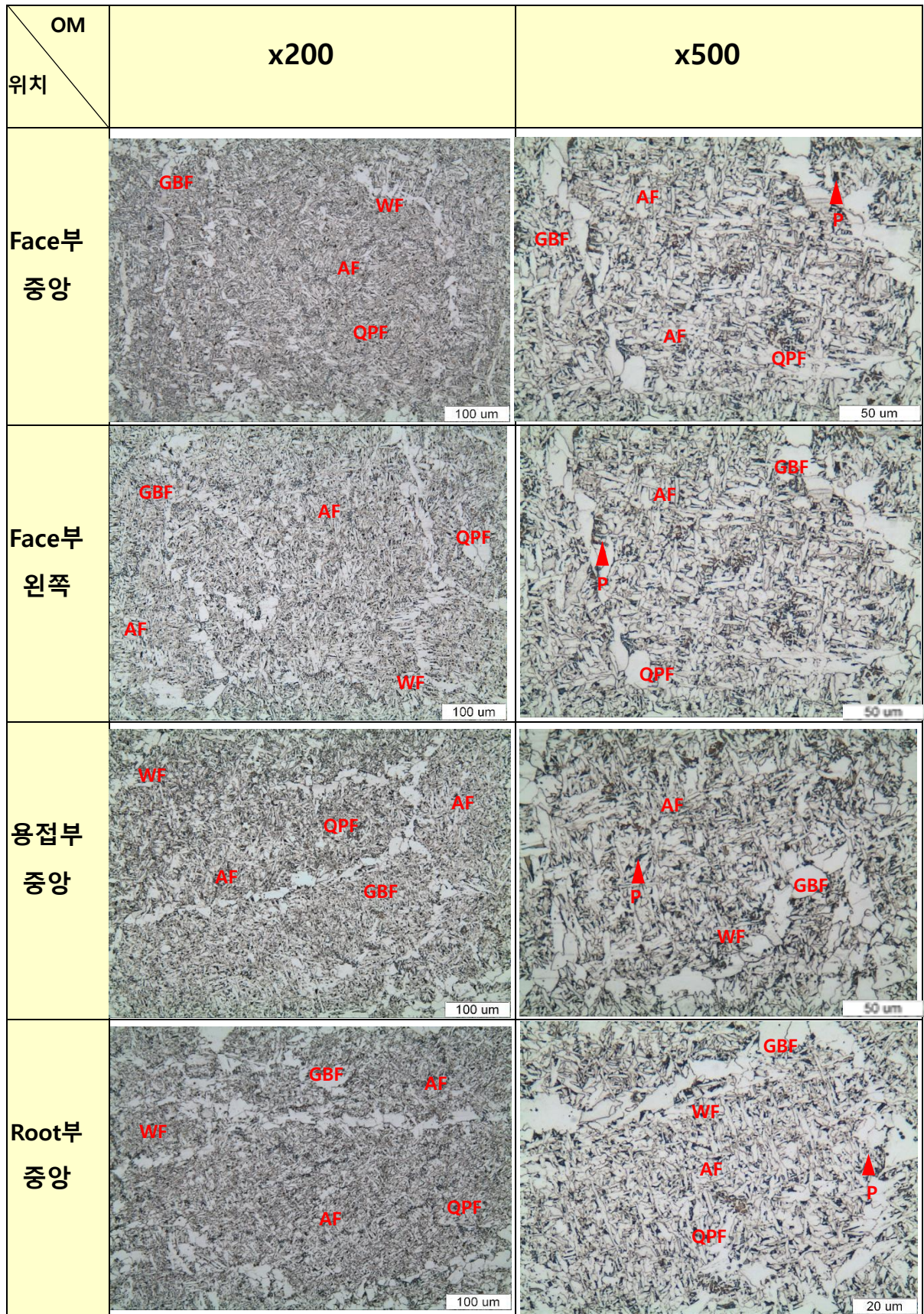


Fig. 4-2 Optical micrographs of the 9.0R specimen

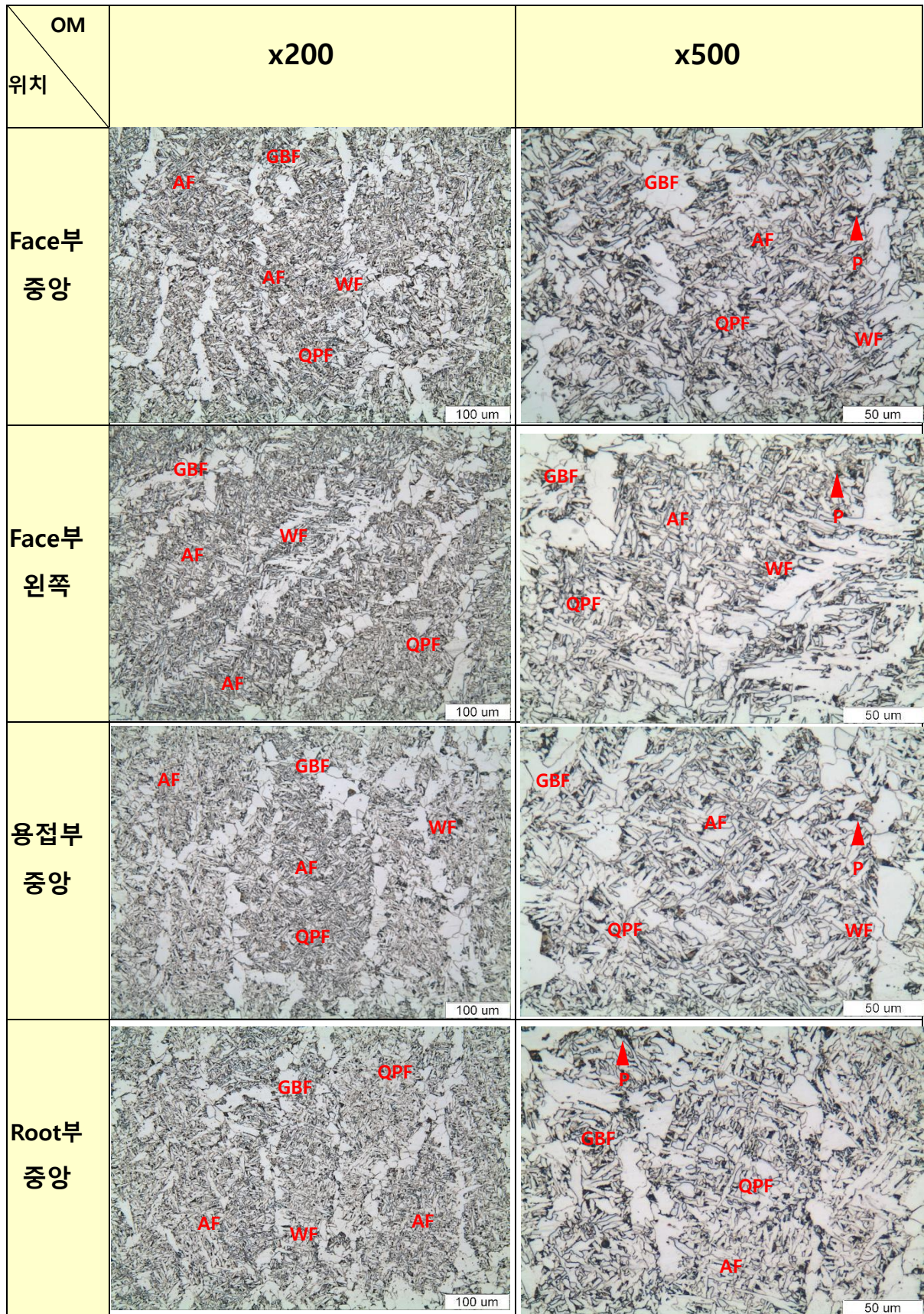


Fig. 4-3 Optical micrographs of the 9.6S specimen

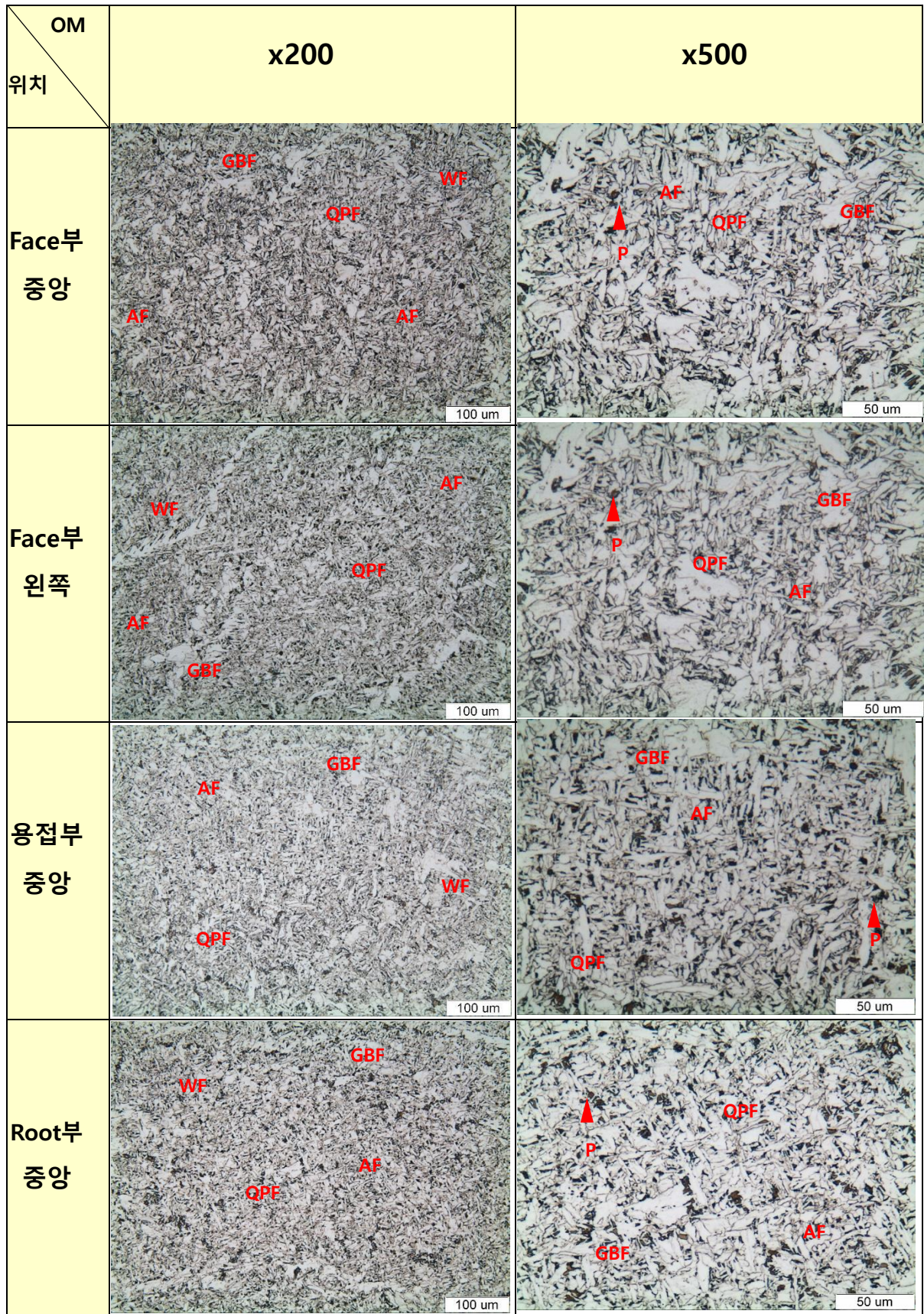


Fig. 4-4 Optical micrographs of the 10.8M specimen

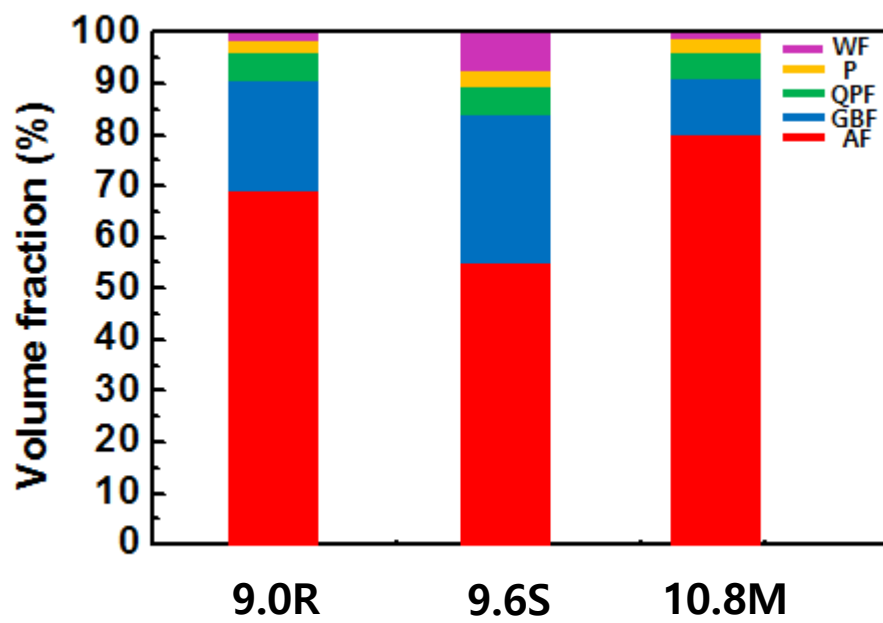


Fig. 4-5 Volume fraction of microstructure in the one-side SAW specimens

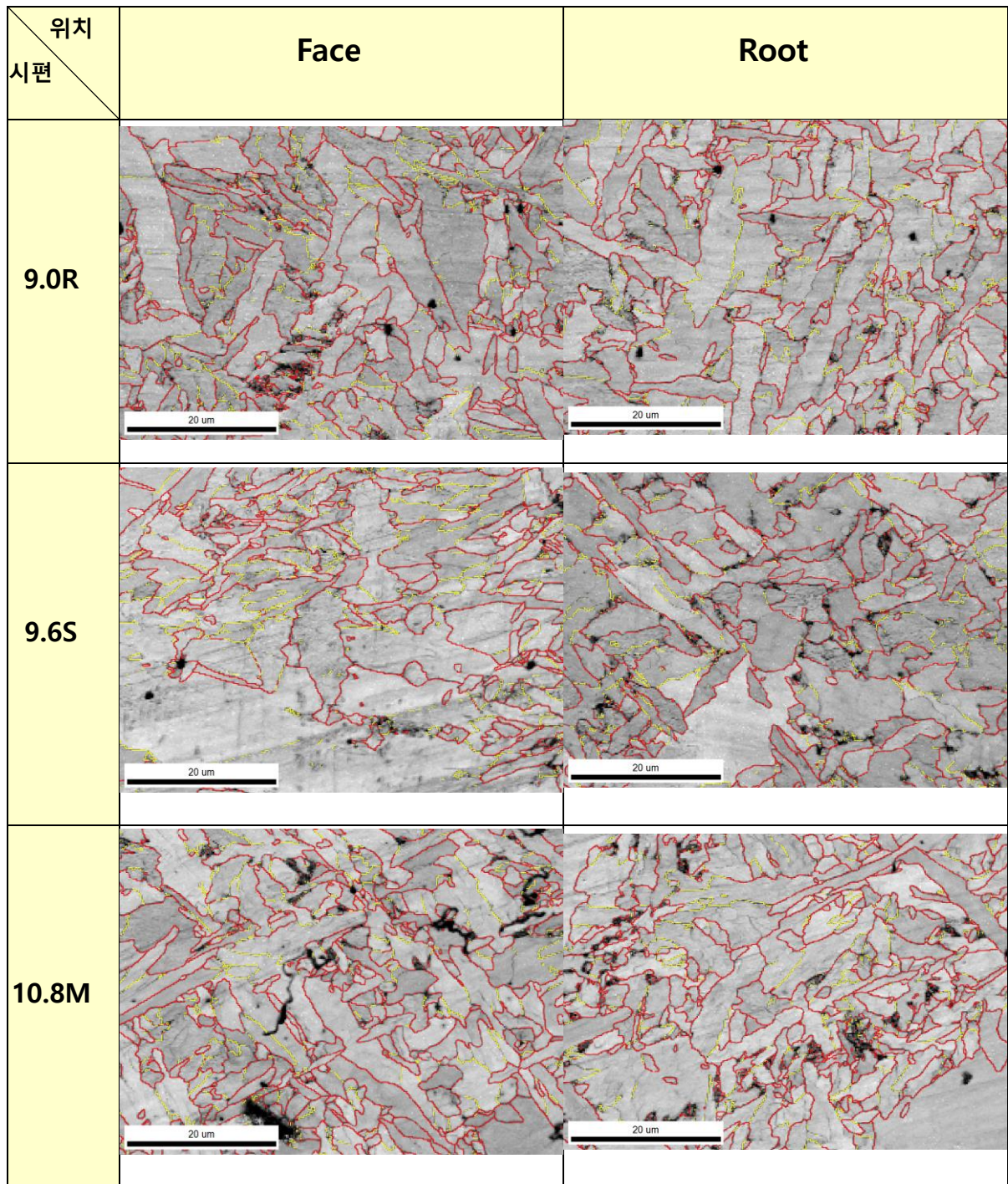


Fig. 4-6 Grain boundary maps of the one-side SAW specimens

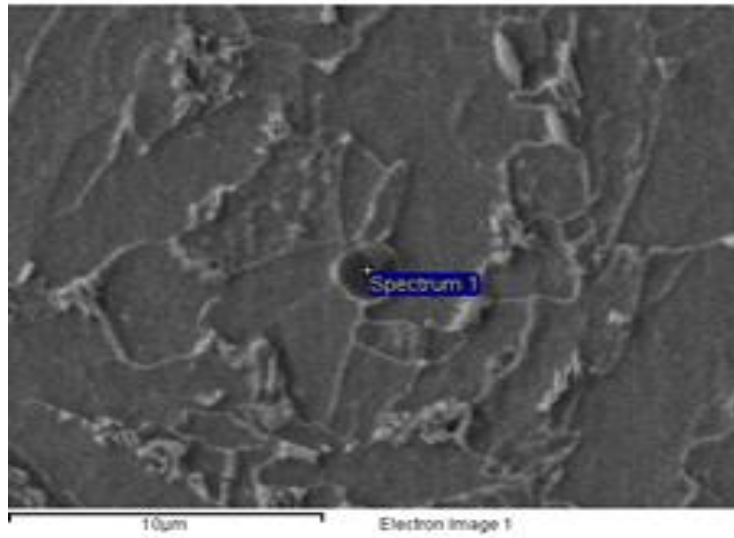
Table 4-1 Aspect ratio of AF, average length of AF and width of AF in the one-side SAW specimens

Specimen	Aspect ratio of AF		Length (um)	Average Length (um)	Width (um)
	Face	Root			
9.0R	6.1	6.3	11~28	19	3.8
9.6S	5.4	5.6	6~46	21	4.1
10.8M	7.0	6.0	7~29	19	3.1

4.2 용접부 산화물 분석

Fig. 4-7 (a)-(b)는 9.0R 시편에 존재하는 산화물의 주사 전자현미경 사진이며, 이를 EDS로 분석한 결과도 함께 나타내었다. 산화물의 크기는 약 $0.5\sim 3\mu\text{m}$ 정도로 다양했으며, 세 용접부 모두 $1.0\sim 1.5\mu\text{m}$ 범위 내의 산화물이 가장 많은 비율로 형성되었다. EDS 분석 결과는 산화물들이 Ti, B, Al과 함께 Mn, Si 등 다른 여러 성분으로 구성되어 있는 복합산화물임을 알 수 있었다. 그리고 플럭스 내 Ti, B 함량이 증가함에 따라 산화물 내 Ti, B 함량도 증가하였다. SEM으로 관찰한 복합산화물을 Image analyzer를 이용하여 복합산화물의 크기와 수, 부피분율을 측정하여 Fig. 4-8에 나타내었다. 복합산화물의 평균 크기는 9.6S 시편의 Face부에서 $1.46\mu\text{m}$, Root부에서 $1.51\mu\text{m}$ 로 가장 컸고, 9.0R 시편은 Face부 $1.11\mu\text{m}$, Root부 $1.13\mu\text{m}$ 로 가장 작았으며, 10.8M 시편에서는 중간 크기인 Face부 $1.32\mu\text{m}$, Root부 $1.28\mu\text{m}$ 가 형성되었다. 복합산화물의 수는 9.6S 시편이 Face부 $122\text{개}/\text{mm}^2$, Root부 $140\text{개}/\text{mm}^2$ 로 가장 적었다. 그리고 9.0R 시편은 Face부 $209\text{개}/\text{mm}^2$, Root부 $220\text{개}/\text{mm}^2$ 이었으며, 10.8M 시편은 Face부 $227\text{개}/\text{mm}^2$, Root부 $215\text{개}/\text{mm}^2$ 로 10.8M 시편이 9.0R 시편보다 조금 더 많이 형성되었다. 복합산화물의 부피분율 또한 10.8M 시편, 9.6S 시편, 9.0R 시편의 순서대로 높게 나타났다.

(a)



(b)

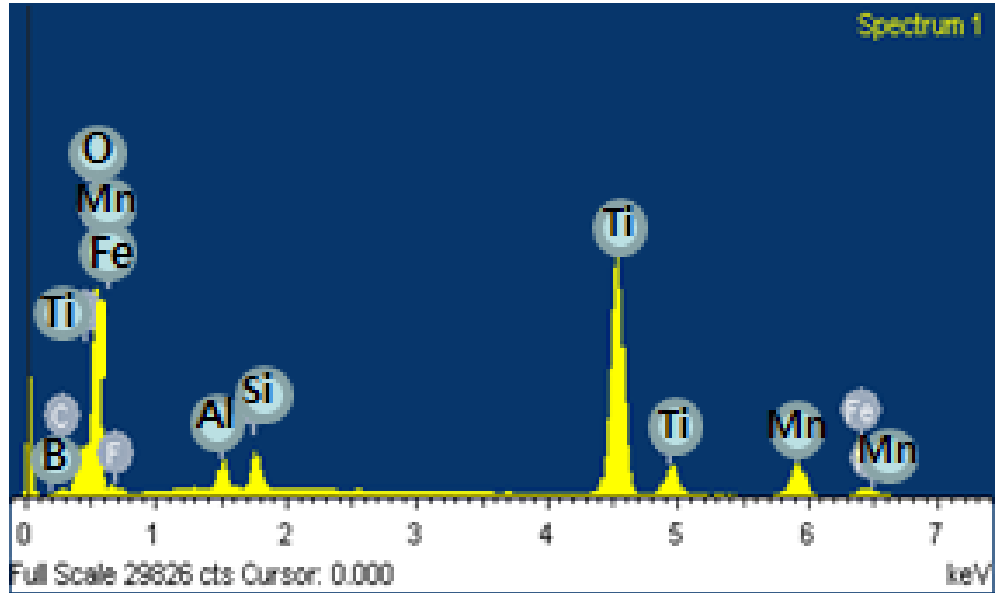


Fig. 4-7 (a) SEM micrograph and (b) EDS spectrum of complex oxide present in the 9.0R specimen

--- : Mean oxide size (μm)
 [] : Volume fraction of oxides ($\times 10^{-2}\%$)

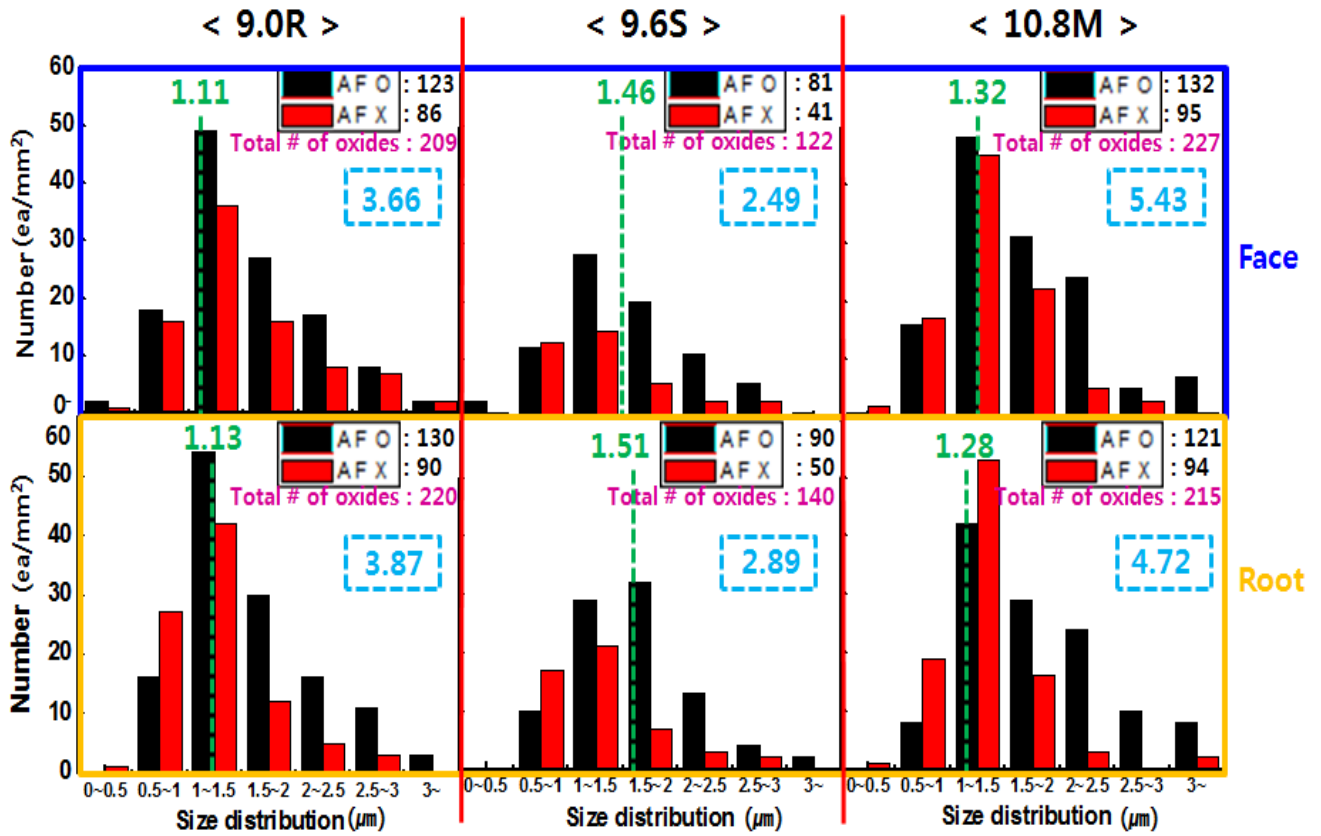


Fig. 4-8 Quantitative analysis data obtained from the image analysis method of complex oxides : 9.0R, 9.6S, 10.8M

4.3 용접부 기계적 특성

4.3.1 인장 및 경도

All weld metal에서 채취한 시험시편을 상온에서 인장시험 하였고, 인장응력-변형을 곡선을 Fig. 4-9에 나타내었다. 또한, 상온 인장시험 결과를 정리하여 표 4-2에 정리하였다. 세가지 모두 인장강도가 440MPa 이상을 나타내 선급규정을 만족하였다. 인장강도는 10.8M 시편에서 611MPa, 9.6S 시편은 605MPa, 9.0R 시편은 586MPa 순으로 높게 나타났다.

비커스 5kg으로 측정된 용접부 영역별 경도 시험의 결과 값은 Fig. 4-10에 정리하여 나타내었다. 각 용접부 안에서 Face, Weld center, Root부의 경도는 큰 차이 없이 모두 비슷하게 나타났다. 비커스 경도 또한 인장강도와 마찬가지로 10.8M, 9.6S, 9.0R 순으로 높게 나타났다.

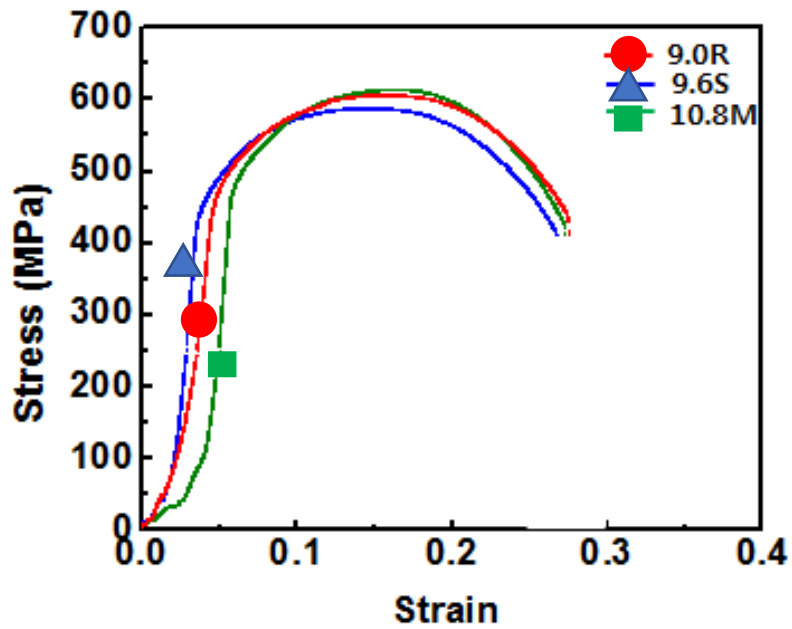


Fig. 4-9 Room-temperature tensile stress-strain curves

Table 4-2 Room-temperature tensile properties

Specimen	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	Reduction of Area (%)
9.0R	459	605	24.4	61.6
9.6S	439	586	24.8	66.9
10.8M	474	611	22.6	66.7

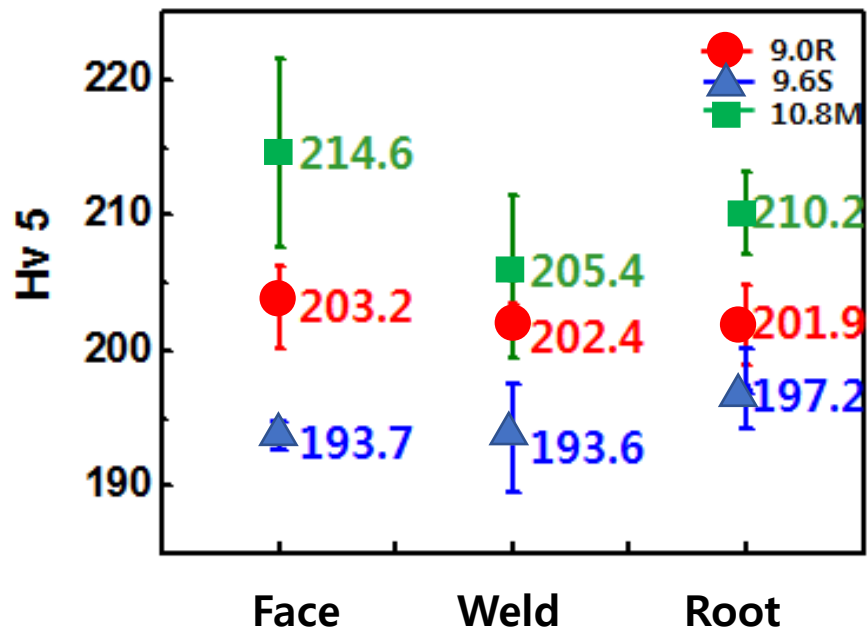


Fig. 4-10 Vickers hardness of weldment

4.3.2 샤르피 충격 특성

샤르피 충격인성 시험은 20, 0, -20°C에서 실시하였는데 용접부의 Face, Root부 충격 시험 결과는 Fig. 4-11에 정리하여 나타내었다. 20°C에서의 충격 시험 결과는 모두 샤르피 흡수 에너지가 약 70J 이상으로 높게 나타났으며, 0°C에서도 모두 높게 나타났지만 9.6S 시편의 Face부는 샤르피 흡수 에너지가 34J로 상대적으로 낮게 나타났다. -20°C에서도 0°C 결과와 비슷한 경향이었으며 9.6S 시편의 Face부에서 샤르피 흡수 에너지가 18J로 낮게 나타났음을 알 수 있다. 상온에서 저온으로 갈수록 샤르피 충격에너지가 낮아지는 경향을 나타내었으며, 각 용접부의 AF의 분율 차이와 GBF의 분율 및 크기 차이 때문에 샤르피 흡수에너지 차이가 발생하였다. 9.0R, 9.6S 시편 같은 경우에는 Root부가 Face부 보다 샤르피 흡수 에너지가 높게 나타났으며, 10.8M 시편은 Face부가 Root부 보다 높은 샤르피 흡수 에너지를 나타냈다. 일반적으로 입내에서 핵생성하고 미세한 결정립을 가지는 AF가 GBF 보다 인성이 높다고 알려져 있다. 또한 AF 크기는 입열량이 작을수록 더 작고 치밀해 지는 경향이 있다.

20, 0°C에서의 샤르피 흡수 에너지는 선급 규정(평균 34J 이상)을 만족하였으나 -20°C에서는 선급 규정을 만족 하지 못했기 때문에 -20°C 샤르피 충격 시험을 자세히 살펴보았다. 다음 Fig. 4-12, 4-13, 4-14은 각 시편에서의 -20°C 샤르피 충격 시편 중 하나씩을 선택하여 파면을 주사 전자현미경을 통해 관찰한 것이다. 세 시편의 충격시편 Face부와 Root부 모두 샤르피 흡수 에너지가 높을수록 연성 파면(Dimple Facet)이 나타나는 균열 개시부 길이(Crack initiation path width)가 증가하였으며, 균열 전파의 단위 길이를 나타내는 벽개 파괴단위(Unit cleavage Facet)는 감소하였고, 전체 연성 파면의 비율인 연성 파면율(Percent of shear area)은 증가하였다. 샤르피 흡수 에너지가 높은 경우 균열 개시부 길이는 약 0.8~1.0mm였으며, 벽개 파괴단위는 약 90 μ m 정도, 연성 파면율은 47~55%를 나타냈으며 샤르피 흡수 에너지가 낮은 경우는 균열 개시부 길이는 약 0.1~0.2mm며, 벽개 파괴단위는 약 110~120 μ m, 연성 파면율은 29~32%로 나타났다.

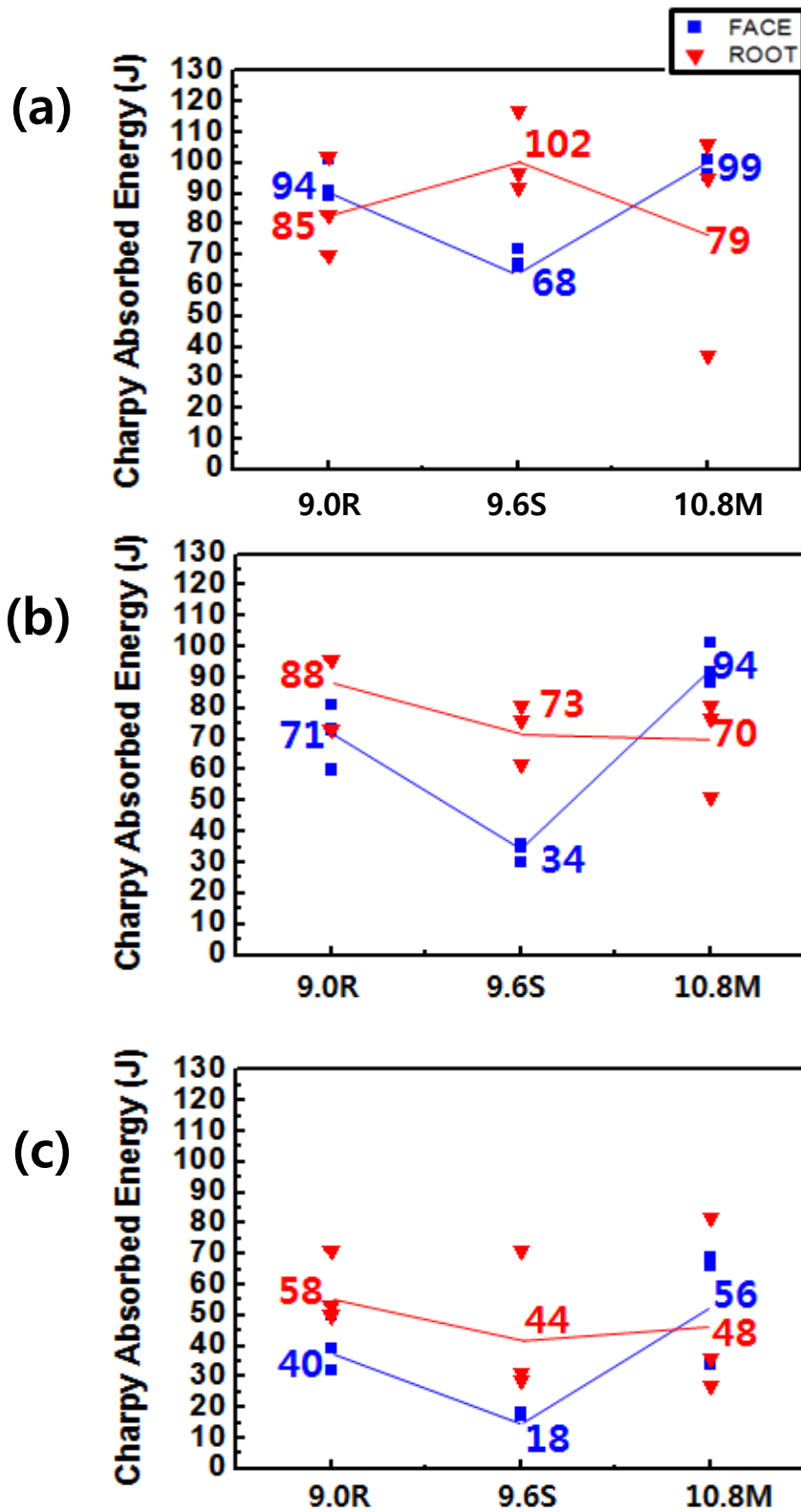
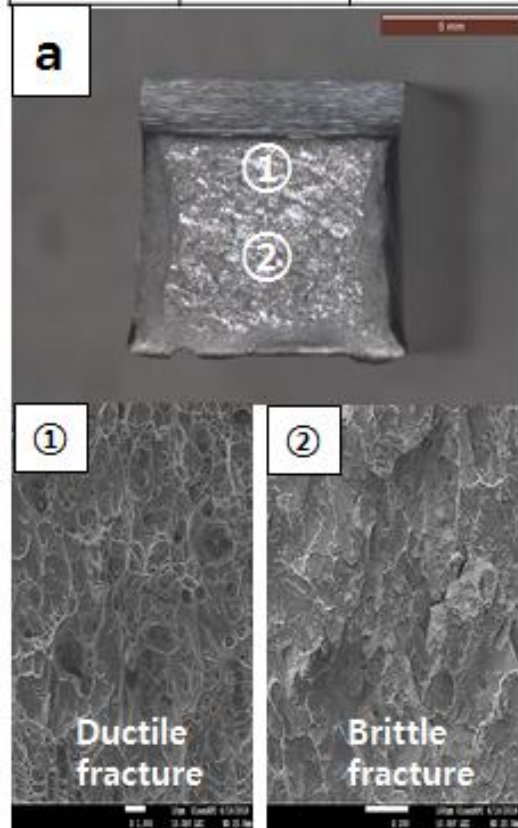


Fig. 4-11 Charpy absorbed energy results in the one-side SAW specimens fractured at (a)20°C, (b)0°C and (c)-20°C

Test ID	No.			Avg.
	1	2	3	
9.0R	39	32	50	40J
Crack Initiation Path Width (mm)	Unit Cleavage Facet (μm)		Percent of Shear Area (%)	
0.36	103		43	



Test ID	No.			Avg.
	1	2	3	
9.0R	53	71	50	58
Crack Initiation Path width (mm)	Unit Cleavage facet (μm)		Percent of Shear Area (%)	
0.86	88		47	

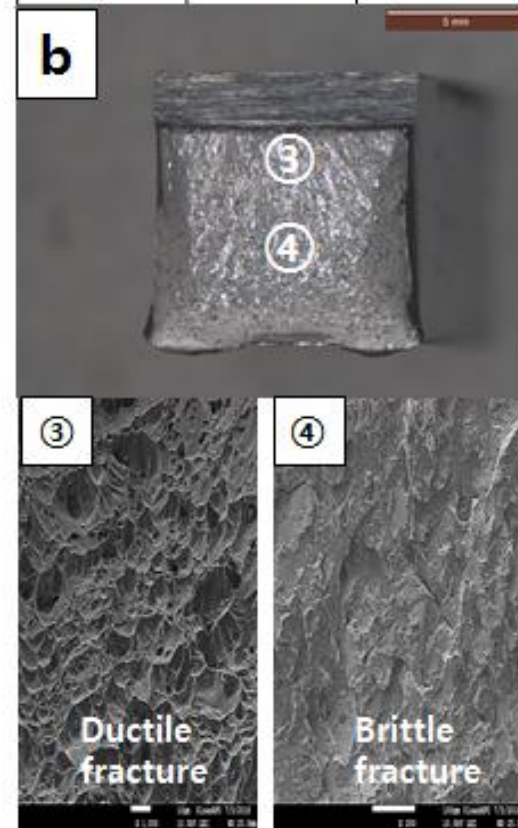
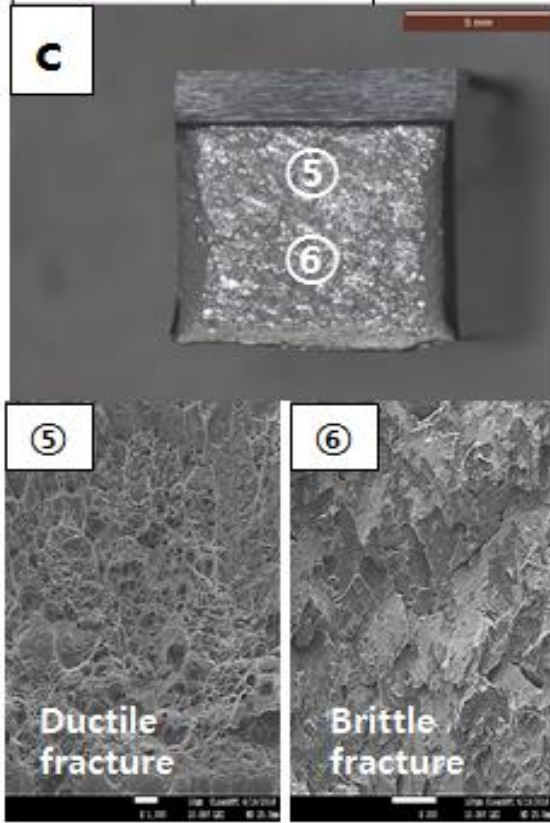


Fig. 4-12 Fractographs of Charpy impact specimens fractured at -20°C for the 9.0R specimen : (a)Face and (b)Root location

Test ID	No.			Avg.
	1	2	3	
9.6S	18	17	18	18J
Crack Initiation Path Width (mm)	Unit Cleavage Facet (μm)		Percent of Shear Area (%)	
0.12	120		29	



Test ID	No.			Avg.
	1	2	3	
9.6S	31	29	71	44
Crack Initiation Path width (mm)	Unit Cleavage facet (μm)		Percent of Shear Area (%)	
0.20	110		32	

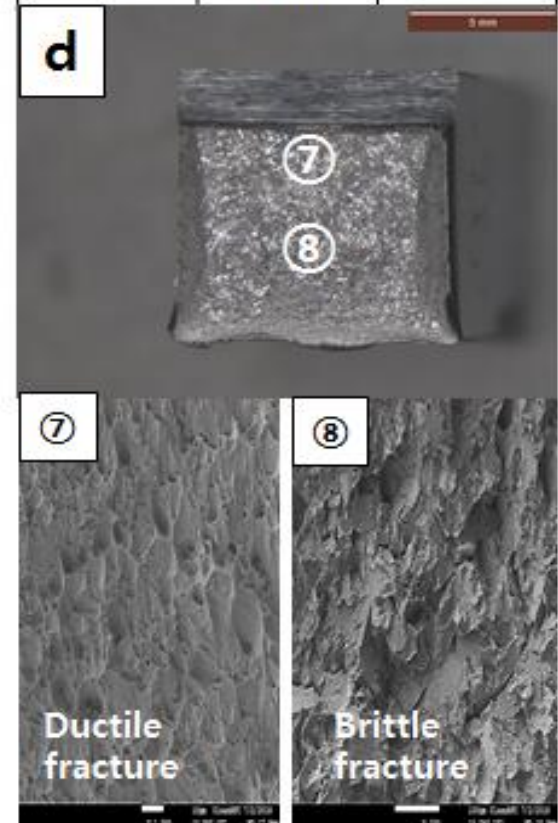


Fig. 4-13 Fractographs of Charpy impact specimens fractured at -20°C for the 9.6S specimen : (a)Face and (b)Root location

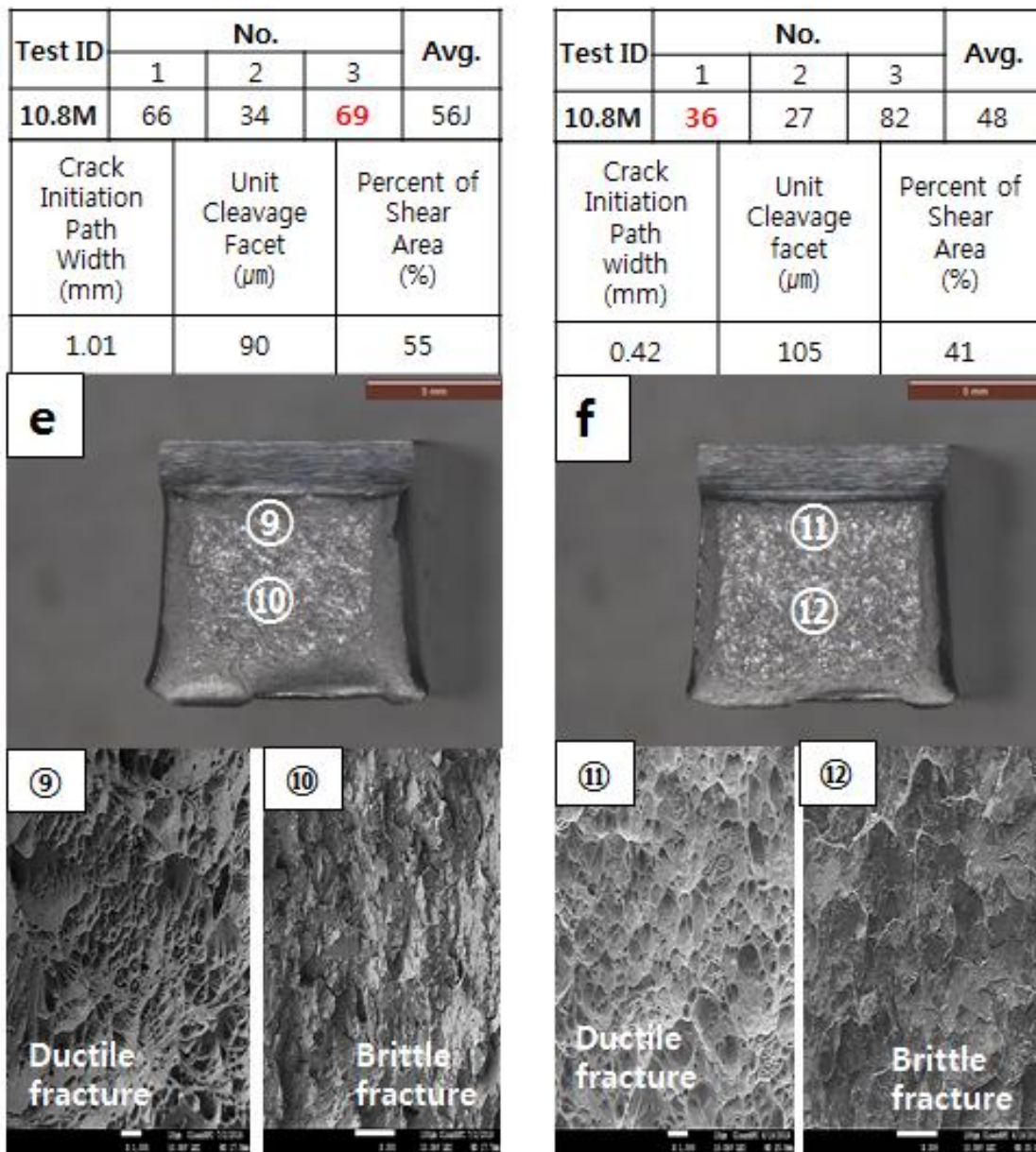


Fig. 4-14 Fractographs of Charpy impact specimens fractured at -20°C for the 10.8M specimen : (a)Face and (b)Root location

5.고찰

5.1 용접부 미세조직 분석에 대한 고찰

각 용접부의 미세조직 분석한 것을 바탕으로 Fig. 5-1에 모식도로 나타내었다. 9.6S 시편에서 가장 크기가 크고 많은 분율의 GBF 및 WF를 형성하였고 종횡비가 가장 작은 뭉툭한 형태의 AF를 형성하였다. 그리고 10.8M 시편에서는 가장 크기가 작고 적은 분율의 GBF 및 WF를 형성하였고 종횡비가 가장 큰 뾰족한 형태의 AF를 형성하였다. 9.0R 시편은 9.6S와 10.8M의 중간 형태로 나타났다. 플럭스 내에 AF 핵생성을 잘 발생하게 하는 Ti, B 산화물 함량을 증가시킬수록 용접부 내 복합산화물 개수도 증가하여 더 많은 AF의 분율을 가지며 GBF 및 WF는 감소할 것으로 예상하였으며 그러한 연구결과들이 이전에 많이 있었다.[57-81] 그러나 본 연구의 실험결과로는 9.6S 시편에서 AF의 분율이 9.0R 시편의 AF 분율 보다 감소하는 결과가 나타났다. 이는 입열량의 증가로 냉각속도가 느려져 AF 형성이 어려워지기 때문이라고 판단되며 위 실험들을 바탕으로 고려해보면 입열량 130 kJ/cm이상의 편면 SAW 적용 시 냉각속도가 1.2°C/s 이상의 빠른 냉각속도일 때 충분히 많은 AF의 분율을 형성한다고 할 수 있다. 따라서 플럭스의 Ti, B 산화물 함량이 증가하더라도 충분히 빠른 냉각속도를 만족할 때 많은 분율과 종횡비가 큰 AF를 형성함을 알 수 있다.

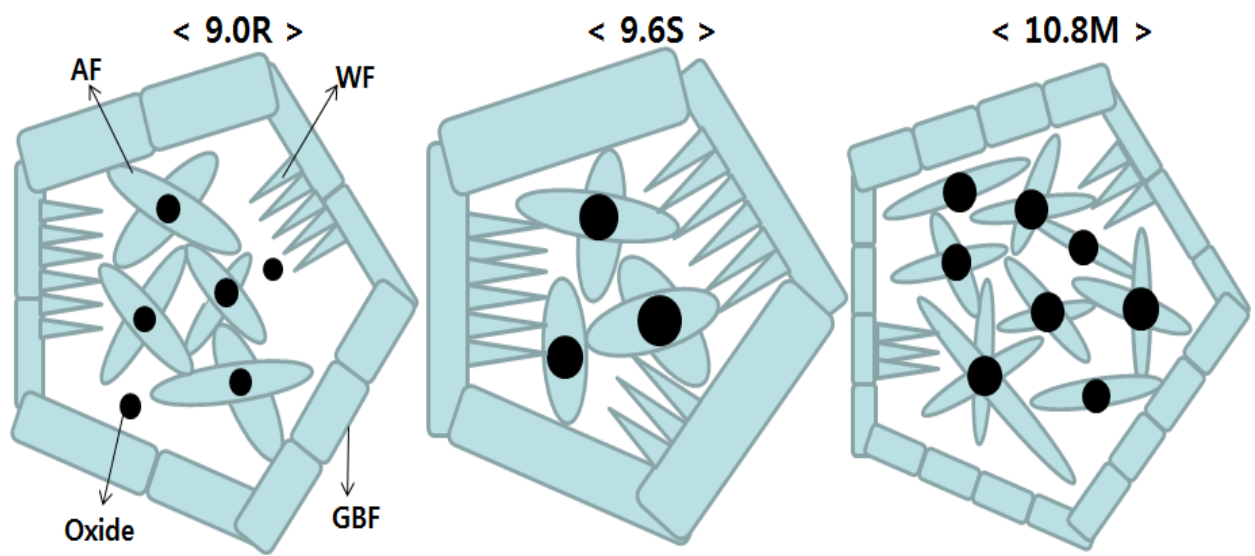


Fig. 5-1 Schematic illustration of microstructure in one-side saw specimens

5.2 용접부 복합산화물과 미세조직과의 상관관계

용접의 과정에서 가열되어 형성된 오스테나이트는 다시 냉각되면서 여러 조직을 형성하는데, 주로 핵생성 site로 작용하는 곳은 구 오스테나이트 결정립계와 복합산화물 등의 개재물이 있다.[82-89] 이 중에서 구 오스테나이트 결정립계는 복합산화물보다 조직의 변태에 필요한 활성화 에너지(activation energy)가 낮기 때문에 낮은 과냉도(degree of supercooling)에서 빠르게 핵생성이 일어나게 되므로, 페라이트보다는 베이나이트나 마르텐사이트를 형성시키기 쉽다.[90-92] 따라서 구 오스테나이트 결정립계에서 베이나이트나 마르텐사이트의 형성을 막고 복합산화물에서의 페라이트가 잘 형성되게 하려면 복합산화물의 크기가 커서 조직 변태에 필요한 활성화 에너지를 낮추어야 한다. 이를 위해서 복합산화물은 일정 크기 이상이 되어야 하는데, 그 이유는 복합산화물이 커질수록 불균일 핵생성을 위한 활성화 에너지가 감소하기 때문이며, 대략 $0.5\mu\text{m}$ 이상이 될 때 오스테나이트 결정립계와 비슷한 값의 활성화 에너지를 갖는다고 알려져 있다.[67]

본 연구에서는 복합산화물의 평균 크기가 $1.0\sim 1.5\mu\text{m}$ 로 비교적 크므로, AF의 핵생성 site로 충분히 작용했다고 판단된다. 10.8M 시편에서 가장 높은 AF 분율이 나타났는데 이는 복합산화물의 수가 가장 많기 때문에 AF 핵생성 site의 증가하여 가장 높게 나타난 것이다. 9.6S 시편에서 가장 낮은 AF 분율을 가지는 것은 복합산화물의 수가 가장 적기 때문에 그런 것이다. 그리고 10.8M 시편에서 가장 많은 복합산화물을 가지고 있긴 하지만 9.0R 시편의 복합산화물 수와 큰 차이는 없지만 AF 분율의 차이가 나는 이유로는 위에서 설명하였듯이 10.8M의 복합산화물 평균 크기가 9.0R 시편의 복합산화물 보다 더 크기 때문에 더욱 활발한 AF 핵생성이 일어나 이러한 AF 분율 차이를 발생하게 되었다고 생각된다.

이를 바탕으로 한 복합산화물의 수, 크기, 부피분율에 따른 AF 미세조직의 변화를 Fig. 5-2에 모식도로 나타내었다. 플럭스 내 Ti, B 산화물이 증가하고 냉각속도가 빠를수록 용접부 내 복합산화물의 개수와 크기, 부피분율이 증가하였다. 복합산화물이 AF에 미치는 영향을 살펴보면 먼저 복합산화물의 개수 증가는 AF를 핵생성 할 수 있는 site가 증가하여 AF의 분율과 종횡비 증가에 영향을 주었다. 복합산화물의 크기 증가는 조직 변태에 필요한 활성화 에너지를 감소시켜 불균일 핵생성을 활발하게 하여 AF 분율 증가에 영향을 주었다. 복합산화물의 개수와 크기에 의한 부피분율 증가는 AF 결정의 성장을 서로 방해하는 역할을 하여 AF 종횡비 증가에 영향을 주었다. 따라서 각 용접부에서 이러한

복합산화물의 차이에 의해서 AF 분율과 종횡비 차이가 발생하였다.

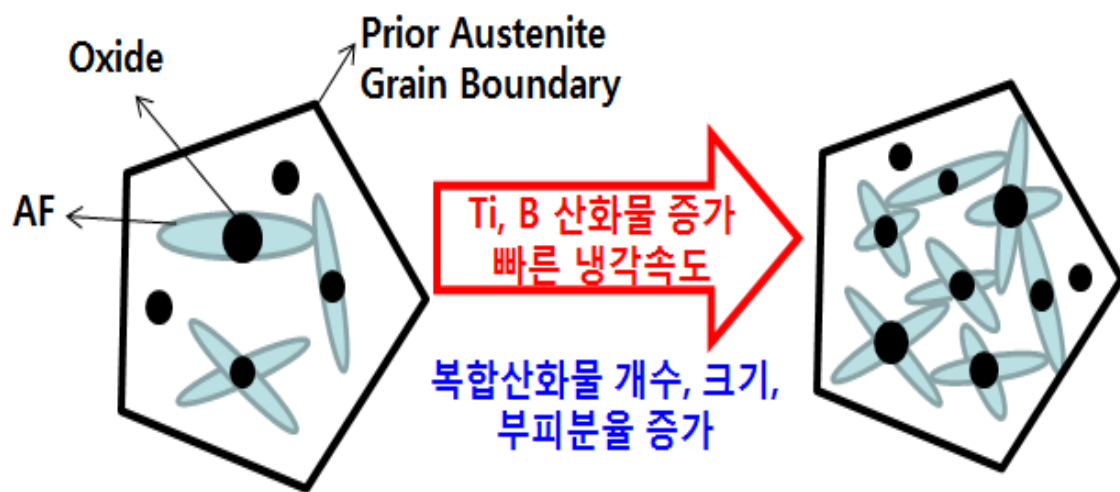


Fig. 5-2 Schematic illustration of acicular ferrite formation from oxides

5.3 용접부 미세조직과 기계적 특성, 파괴 기구와의 상관관계

Fig 5-3, 5-4, 5-5는 용접부 미세조직 분율과 인장강도, 경도와의 상관관계를 나타내고 있다. AF의 분율이 증가함에 따라 인장강도와 경도는 증가하는 경향을 나타내고 있으며, GBF 및 WF의 분율이 증가하면 인장강도와 경도는 감소하는 경향을 보여주고 있다. 이는 입내에서 서로 얽혀있는 래스(lath) 구조인 AF가 증가하게 되면 다른 조직에 비해 균열 전파를 방해하는데 효과적이므로 강도 및 인성이 증가하게 되었으며, GBF 및 WF는 상대적으로 취약한 조직이므로 이것들의 분율이 증가하면 강도와 경도가 감소하게 되었다.

Fig. 5-6은 저온에서의 파괴 전파 기구를 분석하기 위해서 -20°C 에서 샤르피 충격시험을 시험한 시편 중 위치별로 하나씩 파단시켜 파단면을 Ni코팅하여 광학현미경으로 관찰하였다. 균열 전파 경로(cleavage crack propagation path)를 분석해보았다. 파단면에서의 미세조직 분율을 분석해보니 9.0R 시편에서 AF 60%와 GBF 28%와 WF 3%, 9.6S 시편에서는 AF 53%와 GBF 34%와 WF 5%, 그리고 10.8M 시편에서는 AF 73%와 GBF 15%와 WF 1%로 나타났다. 그리고 표 5-1에 AF의 단위 균열길이를 측정하여 정리하였다. 9.0R 시편과 10.8M시편에서 약 $0.6\sim 0.7\mu\text{m}$ 였으며, 9.6S 시편은 $0.9\sim 1.0\mu\text{m}$ 로 더 크게 나타났다. 이는 AF의 분율이 증가하고 GBF 및 WF의 분율이 감소할수록 단위 균열길이가 감소하는 경향이 나타났다. 이것을 Fig. 5-7에 각 용접부의 AF와 균열 전파 경로를 모식도로 나타내어 정리하였다. 또한, Fig. 5-8, 5-9에 미세조직 분율과 단위 균열길이의 상관관계로 나타내었다. 이는 AF의 분율이 증가할수록 균열 전파 억제에 효과적이므로 단위 균열길이가 감소하였고, GBF 및 WF의 분율이 증가할수록 단위 균열길이가 증가함을 알 수 있다.

다음으로 Fig. 5-10, 5-11, 5-12은 샤르피 흡수 에너지와 단위 균열길이, AF 종횡비와의 상관관계 나타내었다. 단위 균열길이가 감소할수록 균열 전파 억제에 효과적이므로 샤르피 흡수 에너지가 증가하였다. 그리고 AF 종횡비가 증가할수록 단위 균열길이가 감소하였으며 그로 인해 AF 종횡비가 증가할수록 샤르피 흡수 에너지가 증가하였다. 이 때, AF 종횡비가 6이상일 경우에 -20°C 저온에서의 샤르피 흡수 에너지를 만족 한다는 것을 확인 할 수 있었다.

이를 바탕으로 용접부 내 위치별 AF 종횡비 차이와 저온 샤르피 흡수 에너지에 대해 고찰해보았다. 9.0R과 9.6S 시편의 용접부 내 AF 종횡비는 Face부 보다 Root부가 더 큰

AF 종횡비를 나타내었다. 그 이유는 Fig. 5-13에서와 같이[93] Face부가 아크열에 더 가까이 맞닿아 있어 Root부 보다 더 높은 pick temperature에 도달하게 되고 냉각속도가 느려 고온에서 머무르는 시간이 길어져 더 조대한 GBF와 종횡비가 작은 AF를 형성하게 되었다. 그리하여 Face부가 Root부 보다 단위 균열길이가 증가하여 샤르피 흡수 에너지가 상대적으로 낮게 나타났다. 10.8M 시편은 종횡비가 6~7의 AF를 70% 이상으로 충분히 많은 분율을 형성하였기 때문에 저온 샤르피 흡수 에너지를 충분히 만족 할 수 있었고 Face부와 Root부는 큰 차이가 없었다.

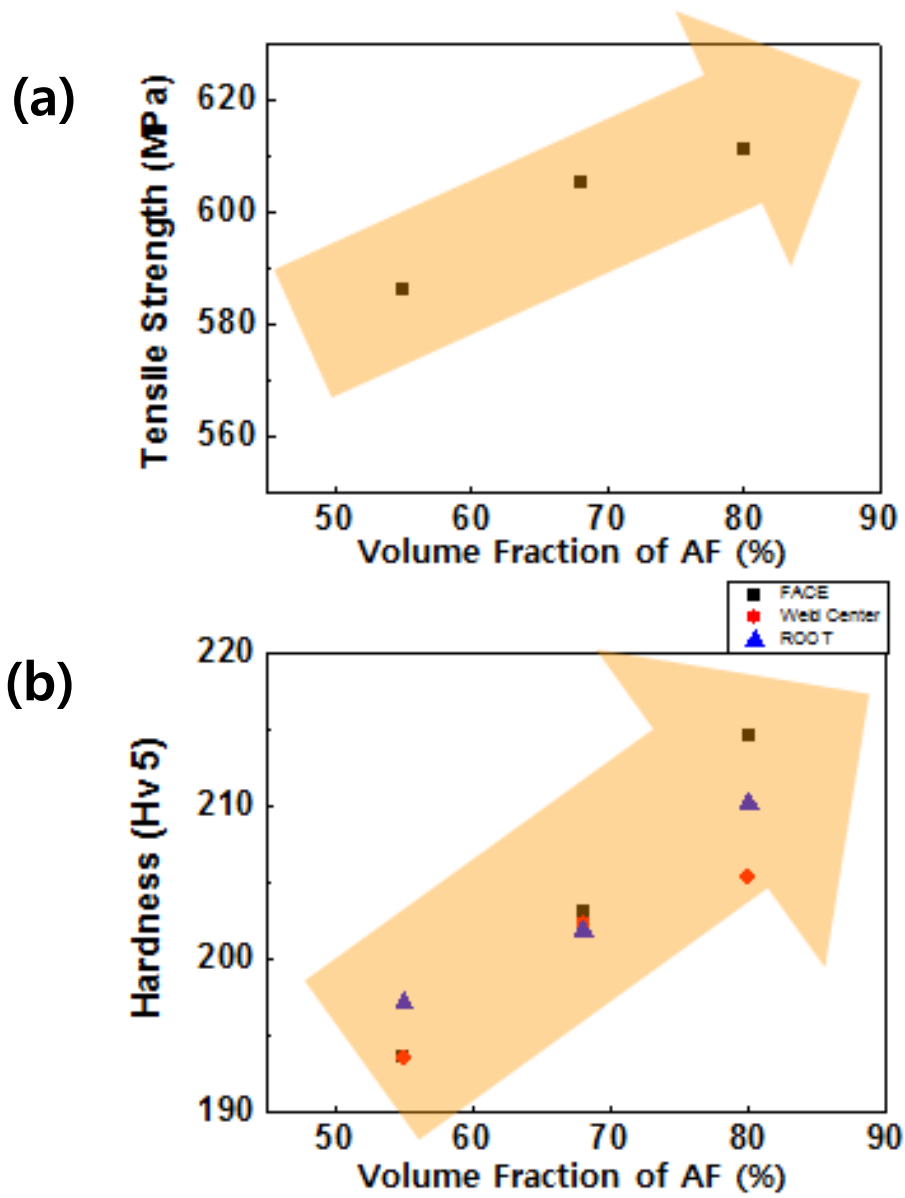


Fig. 5-3 Relationship between volume fraction of AF and (a)tensile strength, and (b)Vickers hardness

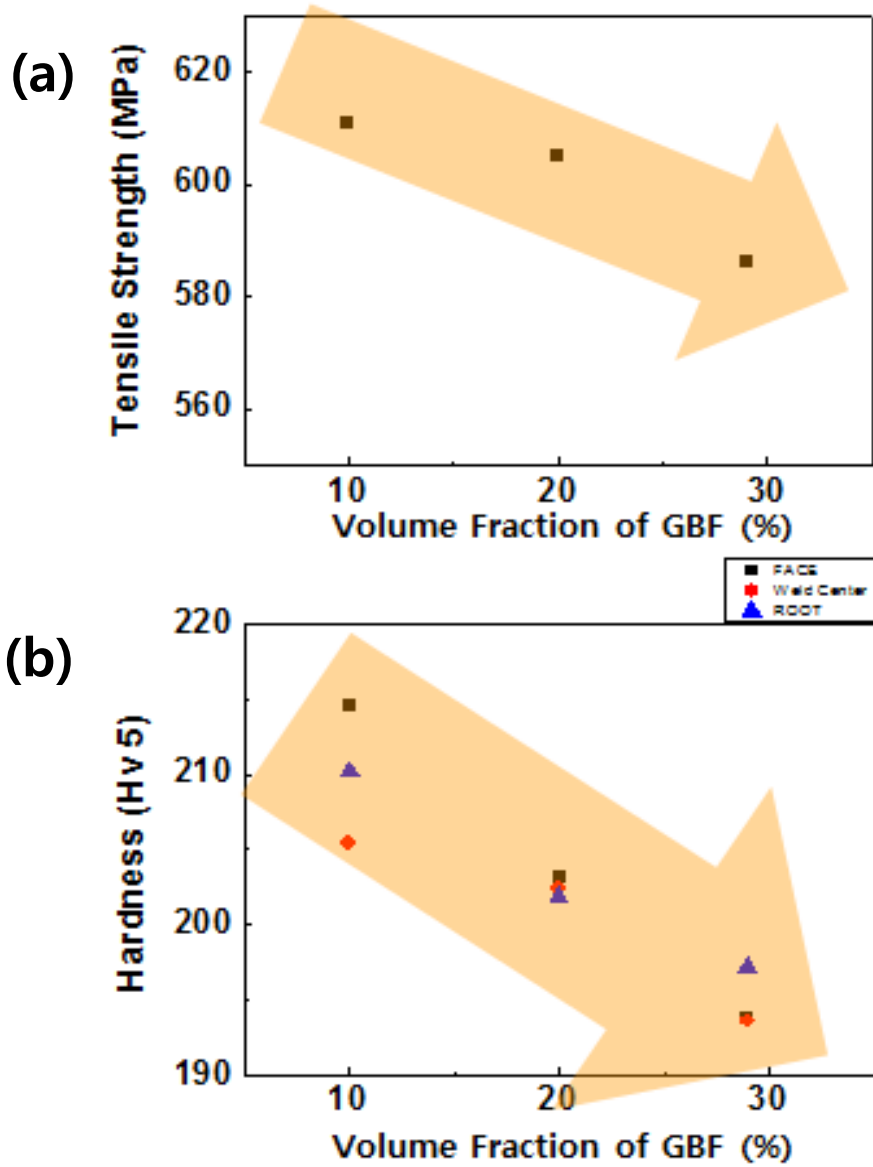


Fig. 5-4 Relationship between volume fraction of GBF and (a)tensile strength, and (b)Vickers hardness

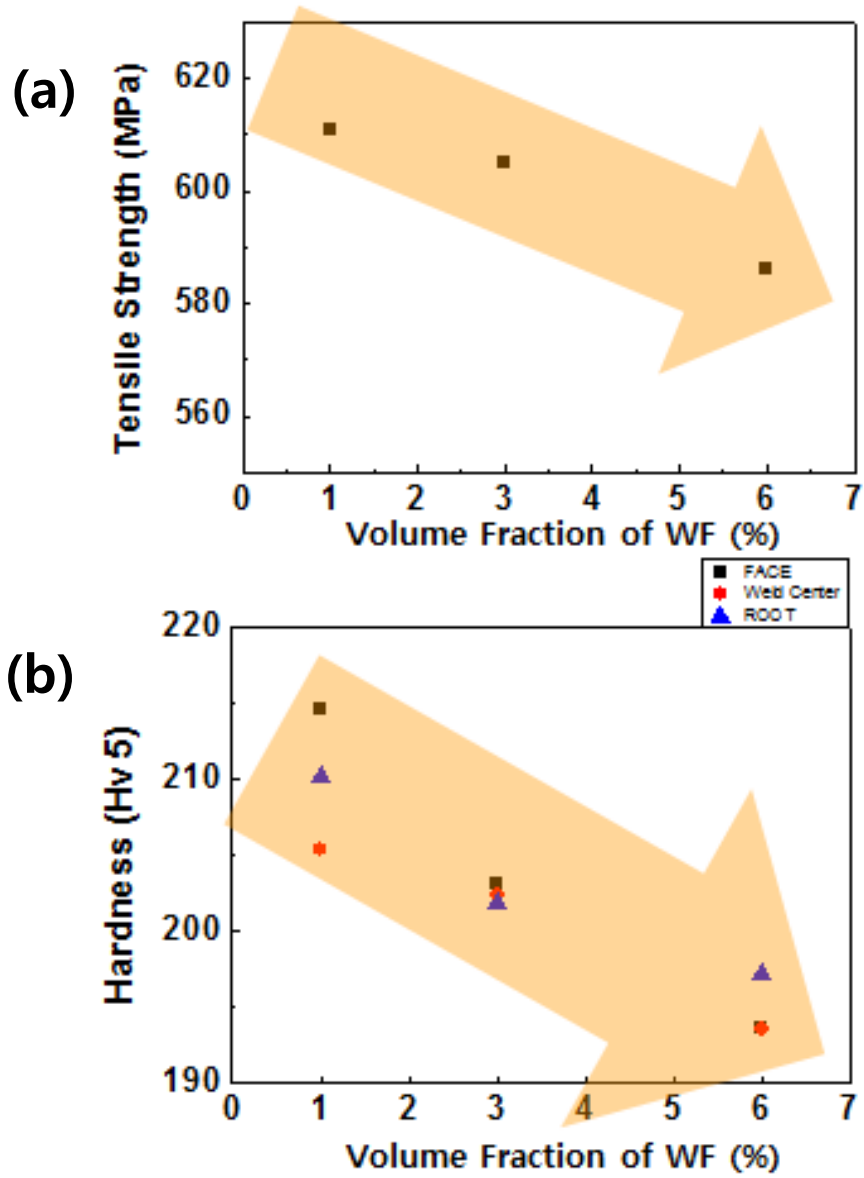


Fig. 5-5 Relationship between volume fraction of WF and (a)tensile strength, and (b)Vickers hardness

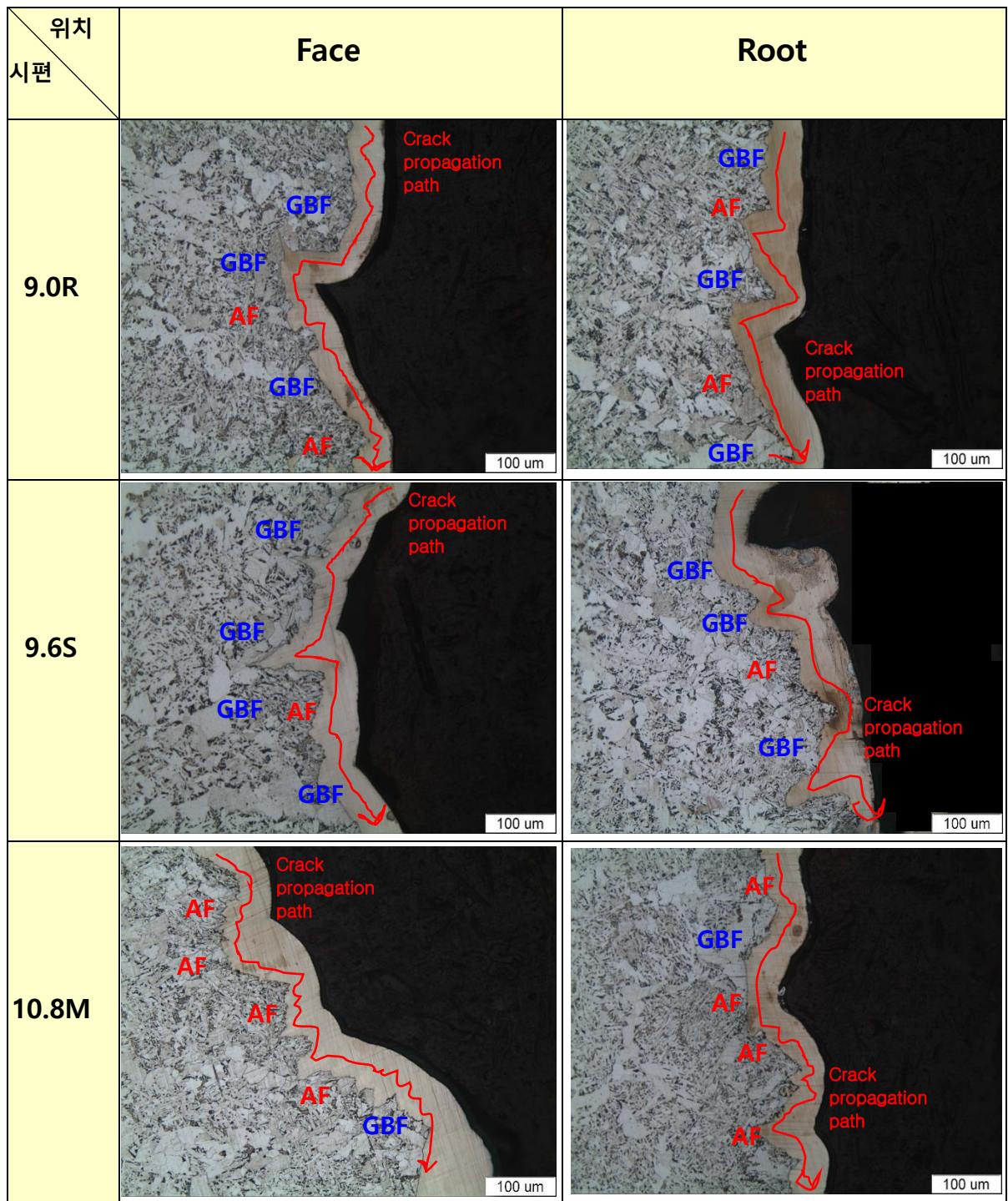


Fig. 5-6 OM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -20°C for the one-side SAW specimens, showing the crack propagation path

Table 5-1 Unit crack path of the one-side SAW specimens fractured at -20°C

	Unit crack path (μm)		
	9.0R	9.6S	10.8M
Face	0.774	1.036	0.646
Root	0.726	0.914	0.788

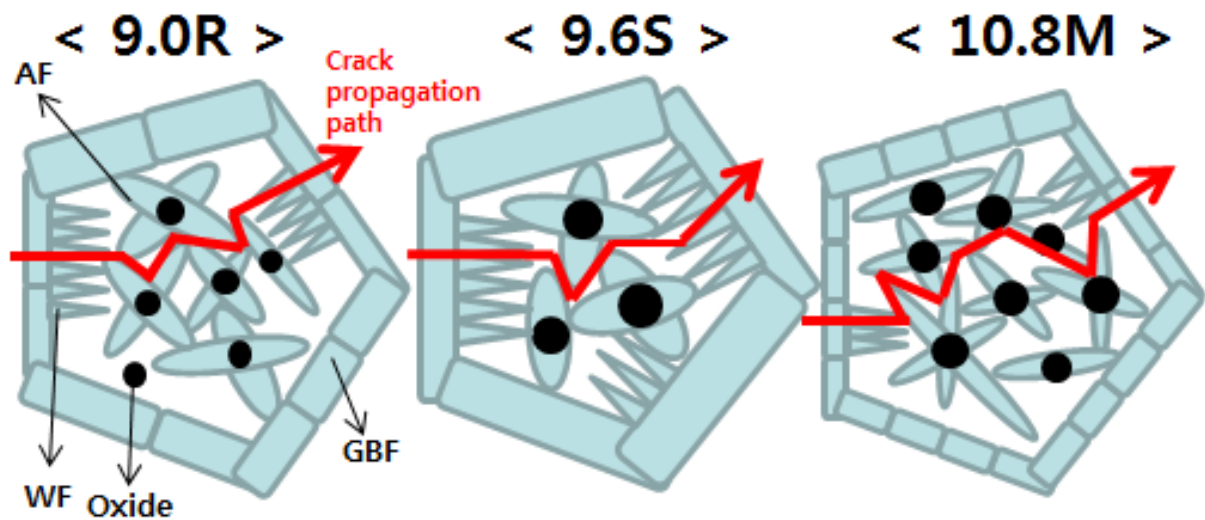


Fig. 5-7 Schematic illustration of acicular ferrite in the one-side SAW specimens, showing crack propagation path

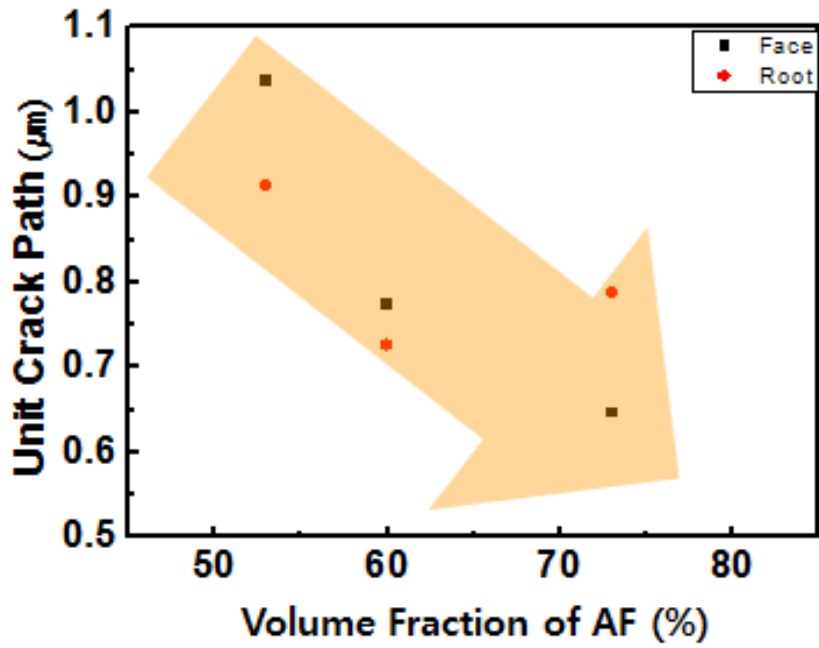


Fig. 5-8 Relationship between volume fraction of AF and unit crack path

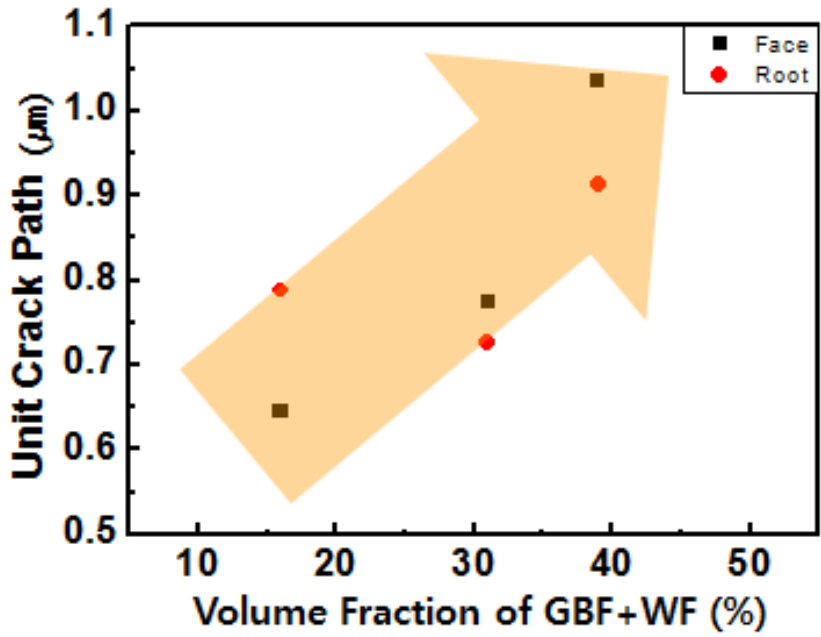


Fig. 5-9 Relationship between volume fraction of GBF+WF and unit crack path

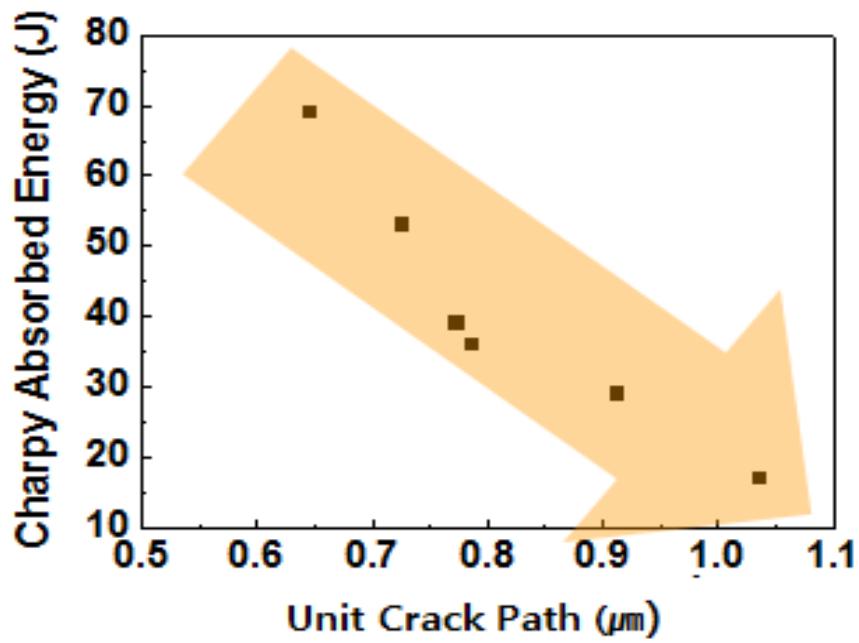


Fig. 5-10 Relationship between Unit crack path and Charpy absorbed energy

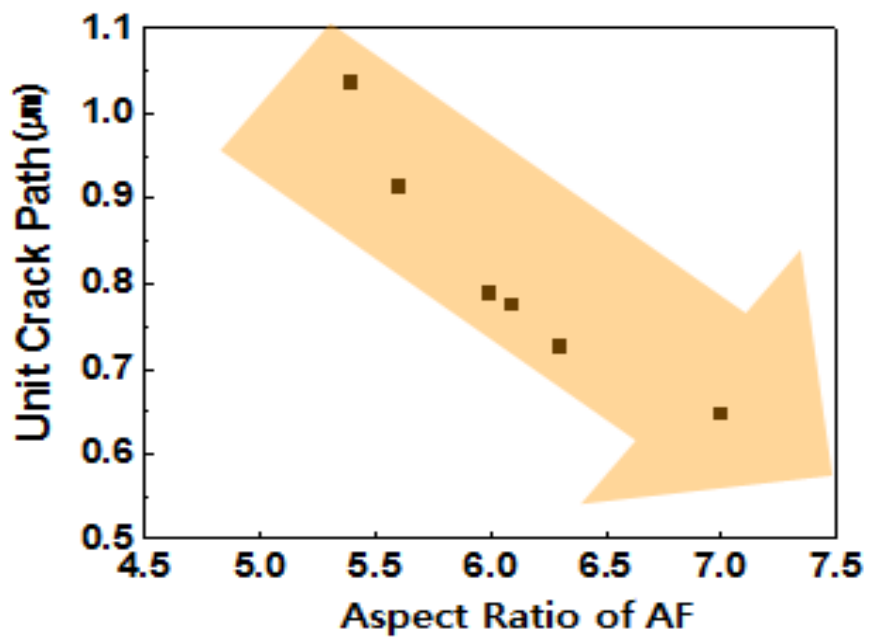


Fig. 5-11 Relationship between aspect ratio of AF and unit crack path

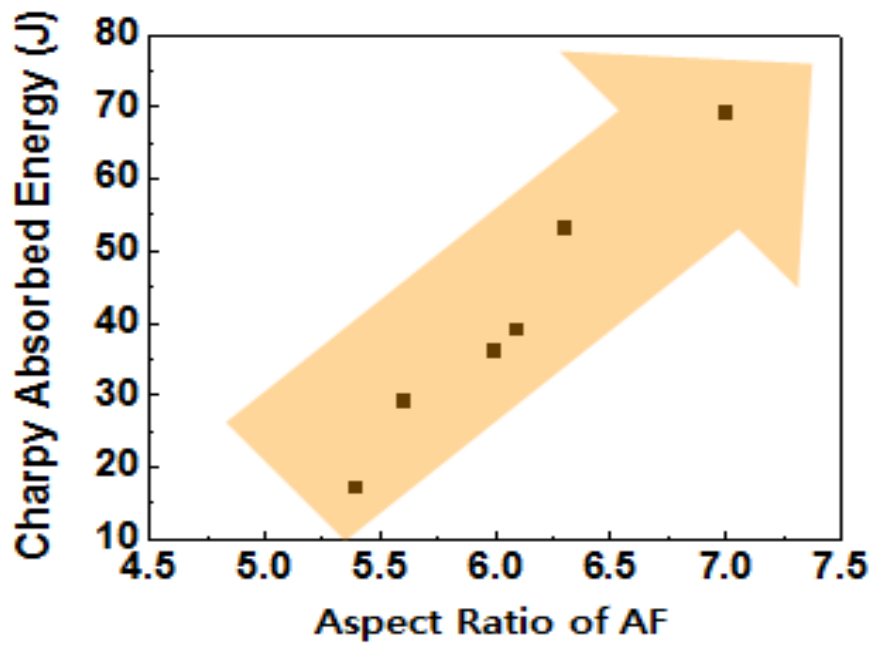


Fig. 5-12 Relationship between aspect ratio of AF and charpy absorbed energy

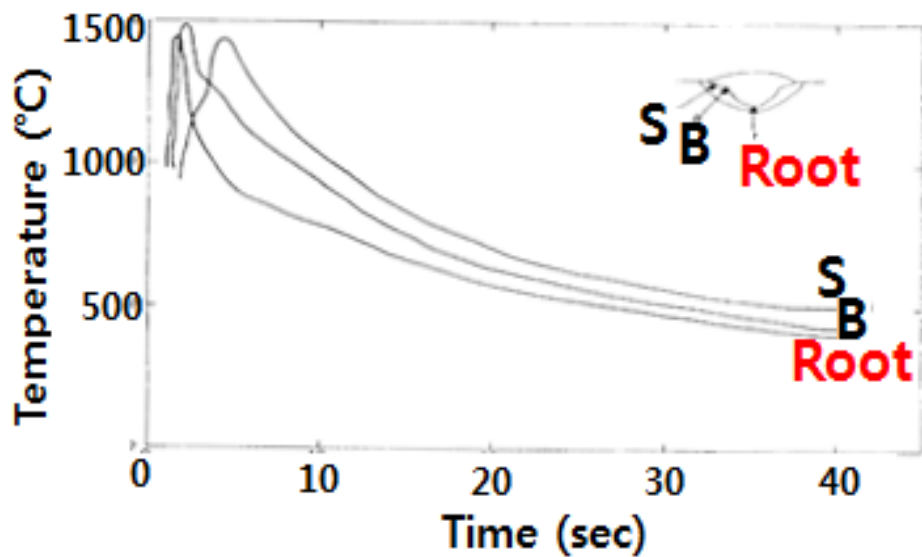


Fig. 5-13 Variations in thermal cycles that occur in submerged arc welding of steel (asymmetrical weld)[93]

6. 결론

본 연구에서는 선급용 TMCP 강의 편면 SAW 용접부 미세조직과 기계적 특성에 미치는 플렉스 조성 및 냉각속도의 영향을 조사하여 다음의 결론을 얻었다.

1. 모든 시편들의 미세조직은 AF, GBF, WF, QPF, P로 구성되어 있으며, 시편에 따라 상분율은 달랐지만, 각 시편에서 Face부와 Root부에서의 상분율은 거의 같았다. 하지만 AF 종횡비와 GBF 및 WF의 크기는 Face부와 Root부에서 각각 다르게 측정되었다. 9.0R 시편과 9.6S 시편에서는 아크열이 Face부가 Root부 보다 높기 때문에 Face부의 AF 종횡비가 Root부의 AF 종횡비보다 더 작았다. 반면, GBF 및 WF의 크기는 Face부가 Root부 보다 더 조대하였는데, 이 역시 아크열이 Face부가 Root부 보다 높았기 때문이다.
2. 평균 복합산화물의 크기는 9.6S 시편, 9.0R 시편, 10.8M 시편의 순서대로 높게 나타났다. 복합산화물의 개수와 부피분율은 10.8M 시편, 9.0R 시편, 9.6S 시편의 순서대로 높게 나타났다. 복합산화물은 AF의 불균일 핵생성 site로 작용하기 때문에 복합산화물의 개수가 많고 크기가 클수록 AF의 분율도 높았다. 따라서 AF의 분율은 10.8M 시편, 9.0R 시편, 9.6S 시편의 순서대로 높게 나타났다. 반면, GBF 및 WF의 분율과 크기는 9.6S 시편, 9.0R 시편, 10.8M 시편의 순서대로 높게 나타났다.
3. 용접부 내 복합산화물 개수의 증가는 AF의 분율과 종횡비 증가에 영향을 주었고, 복합산화물 부피분율의 증가는 AF 종횡비 증가에 영향을 주어서 각 시편의 AF의 분율 및 종횡비의 차이가 발생하였다. 따라서 복합산화물 개수가 가장 많고 부피분율이 가장 높은 10.8M 시편의 AF 종횡비가 6~7로 가장 높았고, 복합산화물 개수와 부피분율이 가장 적은 9.6S 시편의 AF 종횡비가 5.4~5.6으로 가장 낮았다.
4. 인장 강도는 10.8M 시편, 9.6S 시편, 9.0R 시편의 순서대로 높게 나타났다. 이것은 AF의 분율이 증가하고 GBF 및 WF의 분율이 감소할수록 인장 강도가 증가하기 때문이다. -20°C에서 시험한 샤르피 흡수 에너지는 10.8M 시편과 9.0R 시편이 비슷하였고, 9.6S 시편에서는 이보다 낮게 나타났다. 그 이유는 AF의 분율과 AF 종횡비가 클수록 샤르피 흡수 에너지가 증가하고 조대한 결정립의 GBF 및 WF의 분율이 증가할수록 샤르피 흡수 에너지는 감소하기 때문이다.

5. Face부와 Root부의 AF 종횡비에 따른 샤프피 흡수 에너지의 결과를 살펴보면, 9.0R과 9.6S 시편에서는 아크열의 영향에 의해 Face부가 Root부 보다 AF 종횡비가 작았고, 그로 인해 Face부의 샤프피 흡수 에너지가 Root부의 샤프피 흡수 에너지보다 낮았다. 반면, 10.8M 시편에서는 Face부와 Root부에서 AF 종횡비가 6~7 정도로 높고, AF의 분율은 70% 이상으로 높아서 Face부와 Root부의 샤프피 흡수 에너지는 높으며 그 차이도 크지 않다. -20°C에서 시험한 샤프피 충격 시편의 파단면 분석 결과, AF 종횡비가 증가할수록 단위균열길이는 감소하였고, 즉 AF 종횡비가 클수록 균열이 전파됨에 방해를 받아서 샤프피 흡수 에너지는 증가하였다.

참고 문헌

- [1] 최우혁, 조성규, 최원규, 고상기, 한종만. Journal of Welding and Joining 30(1), 64-71. (2012)
- [2] 김희진, 유회수. 대한용접학회 특별강연 및 학술발표대회, 13-17. (2010)
- [3] 이정수, 윤진오, 정상훈. 박철규, 안영호., 용접강도연구위원회 심포지엄, Vol. 28, No. 2, (2009)
- [4] 윤중근, 김희진, Journal of Welding and Joining 6(1), 28-34. (1988).
- [5] 최철영, 지창욱, 김형찬, 남대근, 김정돈, 김순국, 박영도, Journal of Welding and Joining, Vol.32 No.1, pp6-14 (2014)
- [6] 서윤석, 고진현, 김남훈, 오세용, 주기남, Journal of KWS, Vol.22, No.5. (2004)
- [7] Sang Yong Shin, Kyung Shik Oh, Sung Hak Lee, Kor. J. Met. Mater., Vol. 47, No. 2, 2009, 59-70.
- [8] The International Transport Forum's June 2015 report
- [9] 조용식, M.S.thesis, HT60급 TMCP강재의 피로설계 파라미터 산정을 위한 실험적 연구, pp8-14, 수원대학교, (1996)
- [10] 박태규, M.S.thesis, EH40 강의 Tandem EGW 용접부 미세조직과 충격인성 특성 , pp3-9, 창원대학교, (2010)
- [11] 최지현, M.S.thesis, 가속냉각형 TMCP강재 용접부의 기계적성질 및 미세조직에 미치는 강재두께의 영향에 관한 연구 ,pp4-16, 울산대학교, (2014)
- [12] 이승윤, M.S.thesis, TMCP강 용접이음부의 부식피로 강도에 관한 연구 , pp5-8, 부산대학교, (2000)
- [13] 이기복, M.S.thesis, 선박용 고장력강재의 용접열영향부의 충격인성에 미치는 용접입열량의 영향에 관한 연구, pp8-12, 울산대학교, (2011)
- [14] 이상협, M.S.thesis, 선급용 TMCP 강재의 대입열용접 열영향부 충격인성에 미치는 탄소 함량의 영향, pp12-13, 울산대학교, (2017)

- [15] Effect of Chemical Elements in Steel, American Welding Society
- [16] 대한용접,접합학회 : 용접편람3 p64-73, (2007)
- [17] 이종호, M.S.thesis, YS 550MPa급 고강도강 FCA 용착금속의 미세조직과 충격인성, CTOD에 대한 입열량의 영향, pp8-13, 울산대학교, (2017)
- [18] Atlas for Bainitic Microstructures, vol.1, ISIJ, Tokyo. (1992)
- [19] R A. Ricks, P. R. Howell, G. S. Barritte : J. Mater. Sci., 17, 732. (1982)
- [20] S. Liu, J. E. Indacochea : Welding theory and practice, part3. (1990)
- [21] Mechanism of the Transition from Bainite to "Acicular Ferrite" Materials Transactions of the Japan Institute of Metals, Vol. 32, pp679-688. (1991)
- [22] G. Krauss and S.W. Thompson, ISIJ Int., 35, 937. (1995).
- [23] 이동녕, Ph.D Thesis, Intragranular nucleation mechanism and characteristics of inoculated acicular ferrite in Ti-killed steels, pp4-32, 서울대학교, (2001)
- [24] D.J.Abson and R.J.Pargeter: Int.Metals Reviews,31,141, (1986)
- [25] O.Grong and D.K.Matlock: Int.Metals Reviews,31,27, (1986)
- [26] H.K.D.H.Bhadeshia; Bainite in steel, (2001)
- [27] J.-H. Shim, YW. Cho, S.H. Chung, J-D. Shim and D.N. Lee: J. Kor. Inst. Met. Mater. 1998. 36. 1993
- [28] J-H. Shim. Y.W. Cho. S.H. Chung. J-D. Shim and D.N. Lee: Acta Mater, 1999. 47, 2751
- [29] H. Homma, S. Ohkita, S Matsuda and K. Yamamoto: Weld. J. 1987. 66, 301s.
- [30] F.J.Barbaro, J.L.Romero, J.M.Rodriguez-Ibabe and J.J.Urcola, Scr. Metall., 32, pp395, (1995)
- [31] R.A.Farrar and P.L.Harrison: J.Mater Sci.. 1987. 22. 3812
- [32] Z. Zhang and R.A. Farrar: Mater. Sci. Technol., 1996, 12, 237
- [33] G. Thewlis, J.A. Whiteman and D.J. Senogles: Mater Sci. Technol, 1997, 13, 257

- [34] M. Wakoh, T.Sawai and S. Mizoguchi:ISIJ Int, 1996, 36, 1014.
- [35] J.M. Dowling. J.M. Corbett and H.W. Kerr: Metall. Trans. A, 1986, 17A, 1611.
- [36] S. Ogibayashi, K. Yamaguchi. M. Hirai, H. Goto, H. Yamaguchi and K. Tanaka: in Proc-6" Int. Iron and Steel Congr., 1990, pp. 612-617.
- [37] M.A. Linaza. J.L. Romero. J.M. Rodríguez-I babe and JJ. Urcola: Ser. Metall.. 1995, 32, 395
- [38] F.J. Barbaro,P. Krauklis and K.E.Easterling: Mater Sci.Tech. 1989, 5,1057
- [39] 김희진, 강봉용, 침상형페라이트의 핵생성에 미치는 비금속개재물의 역할, 대한용접·접합학회지 18(6), 25-32, (2000)
- [40] 진형하, M.S.thesis, Ti 첨가 저탄소강에서의 입내 페라이트 핵생성 기구에 대한 연구 , pp12-33, (2001)
- [41] 심재혁, Ph.D Thesis, 저탄소강에 분산된 비금속 개재물에 의한 입내 페라이트 핵생성 , pp26-45, (2000)
- [42] S. Liu and D. L. OlsonThe role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures. Welding Journal, Vol. 65, No. 6(1986), pp. 139s-149s
- [43] P. Krauklis. F. J. Barbaro and K. E. Easterling: Acicular ferrite formation at inclusions in low-carbon steels. Proc. of the Int. Conf. on Martensitic Transformations, Monterey Institute for Advanced Studies, Monterey, California, USA(1992). pp.439-444
- [44] F. J. Barbaro, P. Krauklis and K. E. Easterling: Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels Mater. Sci. Technology, Vol 5, No. 11(1989). pp. 1057-1068
- [45] T. H. North, H. B. Bell A. Koukabi and I. Craig: Notch toughness of low oxygen content submerged arc deposits, Welding Journal, Vol. 58. No. 12(1979), pp. 3438-354s
- [46] N. Mori, H. Homma. S. Okita and M. Wakabayashi: IIW Doc. IX-1196-81 (1981)
- [47] Jye-ILong Lee and Yeong-Tsuen Pan Metal.Trans. A. Vol. 24A. No. 7(1993). pp. 1399-1408
- [48] Y. Morikage, O. F. Kawabata and K. Amano: Effect of TiN size on ferrite nucleation on TiN in low-C steel, Tetsu-to-Hagane, Vol. 84. No. 7 (1998). pp. 510-515

- [49] I. Madariaga, J. L. Romero and I. Gutierrez: Upper acicular ferrite formation in a medium-carbon microalloyed steel by isothermal transformation: Nucleation enhancement by CuS: Metall. Mater. Trans A, Vol. 29A, No. 3A(1998), pp. 1003-1015
- [50] A. O. Kluken and O. Grong: Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn deoxidized steel weld metal, Metall. Trans. A. Vol. 20A. No. 8(1989). pp. 1335-1349
- [51] P. L. Harrison and R. A. Farrar Influence of oxygen-rich inclusions on the phase transformation in high-strength low-alloy(HSLA) steel weld metals. J. of Mater. Sci.. Vol. 16(1981), pp. 2218-2226
- [52] I. E. Grey, C. Li and A. F. Reid: J. of Solid State Chem.. Vol. 17(1976). p. 343
- [53] G. Krauss and S.W. Thompson: ISIJ Int., 35, 937, (1995)
- [54] H.K.D.H. Bhadeshia: Bainite in Steels, 2nd ed., Institute of Materials, 237, (1992)
- [55] M. Diaz-Fuentes, A. Iza-Mendia, and I. Gutierrez: Metall. Mater. Trans. A, 34A,2505 (2003)
- [56] C.H. Lee, H.K.D.H. Bhadeshia and H.-C. Lee: Mater. Sci. Eng., 360 (2003) 249
- [57] S.Y.Lee, Y.J.Oh, K.W.Yi, Materials transactions, Vol.43, No.3, 518-522 (2002)
- [58] Vishal, Pawan Kumar and Rupesh Kumar, IJIRT, Volume 4 Issue 2, (2017)
- [59] B. Beidokhti, A.H. Koukabi, A. Dolati, MATERIALS CHARACTERIZATION 60, 225-233 (2009)
- [60] Chandra et al., J Material Sci Eng 2016, 5:4
- [61] B. Beidokhti, A.H. Koukabi, A. Dolati, Journal of Materials Processing Technology 209, 4027-4035, (2009)
- [62] CuiXin Chen et al. Key Engineering Materials Vols. 531-532, (2012)
- [63] Cuixin Chen et al. Hindawi Publishing Corporation Journal of Nanomaterials Volume (2014),
- [64] D.W.OH, D.L.OLSON and R.H.FROST, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 151-158

(1990)

[65] A. R. BHATTI, M. E. SAGGESE, D. N. HAWKINS, J. A. WHITEMAN, AND M. S. GOLDING, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 223-230 (1984)

[66] J. E. RAMIREZ, WELDING JOURNAL, VOL. 87, 65-75 (2008)

[67] J. DU PLESSIS, M. DU TOIT, AND P. C. PISTORIUS, WELDING JOURNAL, VOL. 86, 273-280, (2007)

[68] J. H. DEVLETIAN AND R. W. HEINE, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 45-53, (1974)

[69] S. S. BABU, G. M. GOODWIN, R. J. ROHDE AND B. SIEIEN, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 249-253, (1998)

[70] J. H. KIM, R. H. FROST, D. L. OLSON AND M. BLANDER, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 446-453 (1990)

[71] Tae-Kyu LEE et. al. ISIJ International, Vol. 40, No. 12, pp. 1260-1268 (2000)

[72] H. W. Lee et. al. Journal of Mechanical Science and Technology 21 771~777 (2007)

[73] P. A. BURCK, J. E. INDACOCHEA AND D. L. OLSON, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 115-124 (1990)

[74] H. HOMMA, S. OHKITA, S. MATSUDA AND K. YAMAMOTO, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 301-309 (1987)

[75] Dillinger Hutte, Marketing Steel service centers, (2014)

[76] Hidenori TERASAKI et al. Microstructure control of titanium weld by addition of boron, 130s-133s, (2009)

[77] B. G. RENWICK AND B. M. PATCHETT, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 69-76, (1976)

[78] Jian-Ming WANG et al. Conference on Material Science and Application (ICMSA 2015)

[79] U. MITRA, T.W.EAGAR, Metallurgical transactions A, Vol.15A, 217-227 (1984)

- [80] A. G. FOX, M. W. EAKES AND G. L. FRANKE, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 330-342 (1996)
- [81] Arvind, Mohd. Majid, Rakesh Kumar Phanden, International Journal For Technological Research In Engineering (IJTRE) Volume 2, Issue 7,(2015)
- [82] 신상용, Ph.D Thesis, Oxide Metallurgy를 이용한 라인파이프강의 용접열영향부 미세 조직과 기계적 특성의 상관관계 연구, (2009)
- [83] J. Takamura and S. Mizoguchi: Proc. 6th Int. Iron Steel Congr., ISIJ, Nagoya, Japan, 591, (1990)
- [84] S. Mizoguchi and J. Takamura: Proc. 6th Int. Iron Steel Congr., ISIJ, Nagoya, Japan, 598, (1990)
- [85] T. Sawai, M. Wakoh, Y. Ueshima, and S. Mizoguchi: Proc. 6th Int. Iron Steel Congr., ISIJ, Nagoya, Japan, 605, (1990)
- [86] S. Ogibayashi, K. Yamaguchi, M. Hirai, H. Goto, H. Yamaguchi, and K. Tanaka: Proc. 6th Int. Iron Steel Congr., ISIJ, Nagoya, Japan, 612, (1990)
- [87] T. Maki: Mater. Jpn., 36, 937, (1997)
- [88] J.M. Gregg and H.K.D.K. Bhadeshia: Acta Mater., 45, 739, (1997)
- [89] M. Enomoto: Metals and Materials, 4, 115, (1998)
- [90] F.J. Barbaro, P. Krauklis, and K.E. Easterling: Mat. Sci. Tech., 5, 1057, (1989)
- [91] H.K.D.H. Bhadeshia: Bainite in Steels, 2nd ed., Institute of Materials, 237, (1992)
- [92] M. Diaz-Fuentes, A. Iza-Mendia, and I. Gutierrez: Metall. Mater. Trans. A, 34A, 2505, (2003)
- [93] Kenneth Easterling, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, 32-33, (1989)

영문 요약

Recently, high heat input welding has been actively used for productivity improvement. In the shipbuilding industry, the use of TMCP (Thermo Mechanical Control Process) high-strength steels, which has advantages such as reduced alloy cost, improved mechanical properties, and reduced carbon equivalent, is increasing. As the size of the ship increases, the member becomes thicker and the productivity is decreased due to multi pass welding when welding with FCAW (Flux-Cored Arc Welding), which is a low heat input welding. Therefore, One-side Submerged Arc Welding (One-side SAW) is one of the most effective welding techniques. However, the microstructure of the welded part due to the high heat input welding is coarsened and the mechanical properties are changed.

There has been research to add oxides to one-side SAW fluxes as a method to improve the low temperature toughness of welds. These oxides serve as nonmetallic inclusions in the welded portion to form an acicular ferrite structure and improve the mechanical properties. Among the various oxides, Ti oxide and B oxide are known to form acicular ferrite well in weld.

Therefore, in this study, the complex oxide was formed in the weld zone by changing the flux composition used in the one-side SAW process, and the fraction of the acicular ferrite formed in the weld was also controlled by controlling the cooling rate of the welding process. The mechanical properties and fracture mechanisms of the welds were analyzed by tensile and Charpy impact tests, which were explained by the acicular ferrite volume fraction and the aspect ratio. As the number of complex oxides including Ti and B in the weld increased, the volume fraction of acicular ferrite increased and the aspect ratio of the acicular ferrite increased as the volume fraction of the complex oxide increased. The tensile strength increased as the acicular ferrite volume fraction increased, and the Charpy impact energy at -20°C had different value due to the difference in aspect ratio in the Face and root location in weld. When the TMCP steel for ship was welded with one-side SAW having an heat input of 130kJ/cm or more, the strength of the specimen with the cooling rate adjusted to 1.2°C/s and the Charpy impact energy at low temperature were the best.