



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

해양플랜트용 460 MPa급 후판강의
CGHAZ 미세조직과 기계적 특성에 미치는
V과 B의 영향에 대한 연구

A study on effects of vanadium and boron on
CGHAZ microstructure and mechanical properties
of 460MPa steel plate for offshore platforms

울산대학교 대학원

첨단소재공학과

황 원 구

해양플랜트용 460 MPa급 후판강의
CGHAZ 미세조직과 기계적 특성에 미치는
V과 B의 영향에 대한 연구

지도교수 신상용

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함

2021년 2월

울산대학교 대학원

첨단소재공학과

황원구

황원구의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 이 정 구 (인)



심사위원 권 용 재 (인)



심사위원 신 상 용 (인)

울산대학교 대학원

2021년 02월

국문 요약

산업이 발전함에 따라 전세계적인 에너지 수요가 증가하고 있으며, 이에 따라 심해저와 극지방에서의 자원개발이 활발히 이루어지고 있다. 해양플랜트용 후판강은 극한 환경에서의 유빙충돌 및 심해저의 높은 압력을 견디기 위해 고강도뿐만 아니라 저온에서의 높은 충격 인성이 갖춰야 되는 한편, 용접성을 위해 낮은 탄소 당량이 요구된다.

그러나 모재의 물성이 우수하더라도 용접 과정에서 모재는 높은 온도로 가열되고 빠르게 냉각된다. 이 같은 용접입열의 영향을 받은 열영향부(Heat affected zone) 중 CGHAZ(Coarse grain heat affected zone)에서 결정립이 조대화되고 마르텐사이트와 같은 경질상을 형성하여 충격 인성을 크게 저하시키는 것으로 알려져 있다.

열영향부의 저온 충격 인성을 높이기 위한 방법으로는 강재의 합금첨가원소의 종류와 양을 조절하여 미세조직을 변화시키는 방법이 일반적으로 적용되고 있다. 그 중에서 특히 미량 합금첨가원소 중 바나듐과 붕소는 각각 결정립을 미세화하고, 강의 경화능을 향상시켜 강재의 인장 강도를 높이는데 효과적인 원소로 알려져 있다. 합금원소의 첨가량에 따라서 모재의 미세조직과 열영향부의 미세조직이 모두 변화하므로, 미량 합금원소의 첨가량에 따른 모재와 열영향부 미세조직 변화와 물성 변화의 연구가 더 많이 필요하다.

본 연구에서는 V과 B의 함량을 제어하여 3종류의 강재를 두께 16 mm로 제조하였다. CGHAZ 미세조직을 구현하기 위해서 입열량 7 kJ/cm로 HAZ 모사하였다. 모재와 HAZ 모사 시험한 시편의 미세조직을 각각 광학현미경과 전자현미경을 사용하여 분석하였다.

또한 강재와 HAZ 시편의 저온 충격 특성을 알아보기 위해서 모재는 0~-80℃에서 샤르피 충격 시험 실시하였고 HAZ 시편은 -40℃에서 샤르피 충격 시험을 실시하였다. 이 결과를 통해서 합금원소에 첨가량에 따라 변하는 모재의 미세조직과 저온 충격 인성, HAZ 미세조직과 저온 충격 인성의 상관관계를 규명하였다.

목차

1. 서론	1
2. 이론적 배경	3
2.1. TMCP 공정 소개 ^[21, 22]	3
2.2. TMCP 공정 특징 및 제조원리 ^[21, 22]	4
2.3. TMCP 로 제조된 해양플랜트용 후판강의 미세조직 ^[23]	9
2.4. TMCP 강 합금원소의 영향 ^[24~27]	11
2.5. 용접열영향부(HAZ, Heat affected zone)의 미세조직 ^[29, 30]	15
2.6. 플럭스코어드 아크 용접(FCAW, flux cored arc welding) ^[31]	17
2.7. FCAW 의 입열량 규정 및 계산 ^[32, 33]	19
2.8. 해양플랜트 후판강 인장 시험 ^[28]	21
2.9. 해양플랜트 후판강 충격 시험 ^[28]	23
2.10. 해양플랜트 후판강 선급 규정(기계적 성질) ^[28]	26
3. 실험 방법	27
3.1. 베이나이트계 후판강의 제조	27
3.2. 베이나이트계 후판강의 열영향부 모사	29
3.3. 미세조직 분석	30
3.4. 기계적 특성 평가	31
4. 실험 결과	32
4.1. 모재의 미세조직과 기계적 특성	32
4.2. CGHAZ 의 미세조직	36
4.3. CGHAZ 의 기계적 특성	38
4.4. CGHAZ 의 파면 분석	40
4.5. CGHAZ 파단면 분석	44
5. 고찰	51

5.1. 모재 미세조직과 기계적 특성에 미치는 V 과 B 의 영향	51
5.2. CGHAZ 미세조직과 기계적 특성에 미치는 V 과 B 의 영향	55
6. 결론	63

List of Tables

Table 2- 1 . Heat treatment, deoxidation and chemical composition of the TMCP process	13
Table 2- 2 . Carbon equivalent (Ceq or CET) and weld crack susceptibility (Pcm)	14
Table 2- 3 . Weldability test requirements for butt welds on.....	20
Table 2- 4 . Shapes and dimensions of the tensile test specimen	21
Table 2- 5 . Relationship between yield strength and rate of stress increase	22
Table 2- 6 . Dimension of the V-notch Charpy impact specimen.....	25
Table 2- 7 . Applicable temperature for impact test of steel.....	25
Table 2- 8 . The heat treatment, tensile test, and impact test for steels used in Marine engineering	26
Table 3- 1 . Chemical compositions of the steels.....	27
Table 3- 2 . Rolling and cooling conditions of the steels.....	28
Table 4- 1 . Volume fractions of microstructure of the steels	33
Table 4- 2 . Tensile properties and Vickers hardness of the steels	34
Table 4- 3 . Charpy impact properties of the steels.....	35
Table 4- 4 . Volume fractions of microstructure of the HAZ specimens	37
Table 4- 5 . Vickers hardness and Charpy absorbed energy at -40°C of the HAZ specimens	38
Table 5- 1 . Prior austenite grain size of the HAZ specimens	58
Table 5- 2 . Chemical composition analysis of carbides of the Base(H) specimen	61

List of figures

Fig 2-1. Schematic drawing of various controlled rolling processes.....	6
Fig 2-2. Schematic drawing of plate making processes for (a) as-rolled and (b) normalized plate.....	6
Fig 2-3. Microstructures of plates under various cooling rates: (a) air cooled, (b) accelerated cooled at 4°C/s and (c) accelerated cooled at 10°C/s	7
Fig 2-4. Ferritic microstructure: (a) polygonal ferrite, (b) quasi-polygonal ferrite, (c) granular bainite, (d) bainitic ferrite	10
Fig 2-5. Ferritic microstructure; acicular ferrite.....	10
Fig 2-6. Classification of welding heat affected zone	16
Fig 2-7. Schematic illustration of the flux cored arc weld: (a) overall process (b) welding area enlarged.....	18
Fig 2-8. Shapes and dimensions of the Charpy impact specimen.....	24
Fig 3-1. Rolling and cooling conditions of the steels.	28
Fig 3-2. Schematic diagram of weld thermal cycles of the steels.....	29
Fig 4-1. Optical and SEM microstructures of the steels.....	33
Fig 4-2. Optical and SEM microstructures of the HAZ specimens.....	37
Fig 4-3. Fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the HAZ specimens	39
Fig 4-4. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the V(H) specimen.....	41
Fig 4-5. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the Base(H) specimen.....	42
Fig 4-6. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the B(H)	

specimen.....	43
Fig 4-7. SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the V(H) specimen	45
Fig 4-8. SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the Base(H) specimen.....	45
Fig 4-9. SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the B (H) specimen.....	46
Fig 4-10. EBSD micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the V(H) specimen.....	48
Fig 4-11. EBSD micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the Base(H) specimen	49
Fig 4-12. EBSD micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the B(H) specimen	50
Fig 5-1. Schematic illustration of pinning effect.....	52
Fig 5-2. Effects of vanadium and boron on phase transformation.....	53
Fig 5-3. Effects of vanadium and boron on TTT curve.....	53
Fig 5-4. The volume fraction of microstructure of the steels	54
Fig 5-5. Charpy impact properties of the steels	54
Fig 5-6. Optical microstructures of the HAZ specimen.....	58
Fig 5-7. Phase transformation process of the steels during HAZ simulation	59
Fig 5-8. Carbides of the Base(H) specimen	60
Fig 5-9. Volume fraction of microstructure of the HAZ specimens.....	61
Fig 5-10. The Vickers hardness test results of the HAZ specimen.....	62
Fig 5-11. Charpy absorbed energy at -40°C of the HAZ specimens.....	62

1. 서론

산업이 발전함에 따라 전세계적인 에너지 수요가 증가하고 있으며, 이에 따라 심해저와 극지방에서의 자원개발이 활발히 이루어지고 있다. 해양플랜트용 후판강은 극한 환경에서의 유빙충돌 및 심해저의 높은 압력을 견디기 위해 고강도뿐만 아니라 저온에서의 높은 충격 인성이 갖춰야 한다^[1~3]. 이러한 후판강은 고강도와 고인성을 갖기 위해서 주로 베이나이트계 조직이 이용된다. 하지만 베이나이트계 후판강의 모재가 우수한 물성을 가지더라도 용접의 과정을 거치면서 형성된 열영향부는 미세조직과 기계적 특성이 또 바뀌게 된다^[4~9].

후판강의 용접 전후 미세조직과 물성의 변화에 미치는 다양한 합금원소에 대한 연구는 주로 탄소 당량에 따라서 이루어지고 있으며, 탄소 당량이 높을수록 저온변태조직인 마르텐사이트나 베이나이트의 형성이 유리하다^[10~16]. 합금원소 중에 바나듐(V)은 고용강화 및 저온변태조직 형성을 돕는 원소이고, 합금량을 최적화함으로써 결정립을 미세화 시킨다고 알려져 있다^[17,18]. 보론(B)은 오스테나이트 결정립계 안정화원소로 작용하여 페라이트와 베이나이트 형성을 억제하고 경화능을 향상시킬 수 있다고 알려져 있다^[19,20]. 이러한 베이나이트계 후판강의 모재 및 열영향부의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 화학 조성의 영향의 정성적으로는 알려져 있으나, 최근 개발되는 다양한 화학 조성 및 제조 공정을 갖는 베이나이트계 후판강의 물성 향상을 위해서 더욱 정량적인 결과를 바탕으로 한 미세조직과 기계적 특성의 상관관계 분석이 더 많이 요구된다.

따라서 본 연구에서는 V과 B의 함량을 제어하여 3종류의 강재를 두께 16 mm로 제조하였다. CGHAZ 미세조직을 구현하기 위해서 입열량 7 kJ/cm로 HAZ 모사하였다. 모재와 HAZ 모사 시험한 시편의 미세조직을 각각 광학현미경과 전자현미경을 사용하여

분석하였다. 또한 강재와 HAZ 시편의 저온 충격 특성을 알아보기 위해서 모재는 0~-80°C에서 샤르피 충격 시험 실시하였고 HAZ 시편은 -40°C에서 샤르피 충격 시험을 실시하였다. 이 결과를 통해서 합금원소에 첨가량에 따라 변하는 모재의 미세조직과 저온 충격 인성, HAZ 미세조직과 저온 충격 인성의 각각의 상관관계를 규명하였다.

2. 이론적 배경

2.1. TMCP 공정 소개^[21, 22]

TMCP(Thermo Mechanical Control Process)란 노말라이징 등의 열처리재에 상응하는 기계적 성질을 후속 열처리 공정 없이 압연상태에서 얻고자 하여 최근 개발된 일종의 제어압연공정의 일종이다. TMCP는 제어압연과 가속냉각공정이 결합된 공정으로, 슬라브의 가열과 열간압연 및 냉각공정을 단지 성형공정만이 아니라, 가공 및 열처리 공정으로서 유효하게 이용하여, 기지 조직을 미세화하여, 강의 강도, 인성의 향상을 달성하고자 하는 공정이다. 따라서 TMCP 고장력 강판은 미세한 조직에 의해 강도와 인성이 모두 우수한 한편, 소입열 용접에 대한 내균열성이나 대입열 용접에 대한 열영향부(HAZ)의 인성이 우수하여 양호한 용접성(Weldability)을 보인다.

2.2. TMCP 공정 특징 및 제조원리^[21, 22]

일반 열간압연 공정은 Fig 2-1과 같이 연속주조로 생산된 슬라브를 1,100~1,200°C 정도로 재가열하여 최종 제품 두께에 이를 때까지 압연을 행한 후 대기중에 방치하여 냉각시킨다. 여기서 행하여지는 압연은 오스테나이트 단상의 고온 영역에서 이루어지는데, 이때 조직은 압연 후 바로 재결정이 되고 재결정한 오스테나이트 결정립은 다음 pass가 진행될 때까지 성장하게 된다(재결정 및 결정립 성장). 그러므로 여러 번의 압연이 가해져도, 각 압연 공정사이에 재결정된 결정립이 성장할 수 있는 시간이 있어서 이 방법으로는 미세한 조직을 얻기가 어렵다.

따라서 압연만 거친 As-Rolled 상태의 강재는 조직의 조대화로 인해 강도 및 인성이 낮다. 이 때 강도를 증가시키기 위하여 합금원소를 첨가하는 방법을 주로 사용하고(고용강화, 석출강화), 인성을 증가시키기 위해 열간압연으로 생산된 강재를 불림처리(normalizing)하여 조직을 미세화함으로써 필요한 강도와 인성을 얻고 있다. (오스테나이트 화로 급속가열 보온 시간 짧음) 최종 제품의 두께까지 열간압연으로 압연한 강판을 냉각 후 다시 Ac3 온도 이상으로(900-950°C)가열 후 공기중에 방치하여 냉각시킨 것이다.

TMCP 공정은 기존의 열간압연 후에 행해지는 불림처리를 생략하지만, 그에 상응하는 또는 그보다 좋은 성능을 압연상태를 얻을 수 있는 특징이 있다.

모든 제어 압연은 Fig 2-2과 같이 오스테나이트 영역에서 행하여지고 있는데, 오스테나이트 온도 영역은 재결정이 일어나는 상태에 따라 3가지 영역으로 나누어지는데, 온도가 높은 순으로 1. 완전한 재결정이 일어나는 온도 영역, 2. 재결정이 부분적으로 일어나는 온도 영역, 3. 재결정이 일어나지 않은 영역으로 나뉘어진다.

열간압연으로써 압연 후 재결정되어 성장된 오스테나이트 결정립을 되게 되는데, 이를 재결정이 일어나지 않는 온도영역(약 900°C이하)에서 2차로 압연을 행하면 오스테나이트 결정립이 압연 방향으로 길게 늘어나서 단위 부피당 입계면적이 증가한다. 이때 압연으로 인한 압연량이 많을수록 오스테나이트 결정립은 더욱 늘어나서 입계면적을 증가시키게 된다.

이는 오스테나이트 입계가 페라이트 변태 시 가장 우선적인 핵생성 site가 되는데 기인된다. 따라서 오스테나이트 결정립이 길어질수록 재결정이 일어나지 않는 영역에서의 압연량, 즉 2차 압연량이 많을수록 미세한 페라이트 조직을 얻을 수 있게 된다. 그래서 이런 한 효과를 최대화하기 위해서는 재결정이 일어나지 않는 영역을 확장시킬 필요가 있다. 이를 위해서 Nb, V 또는 Ti 등을 참가하여 재결정 종료온도를 높여서 재결정이 일어나지 않는 온도영역을 확장하게 시키고 있다.

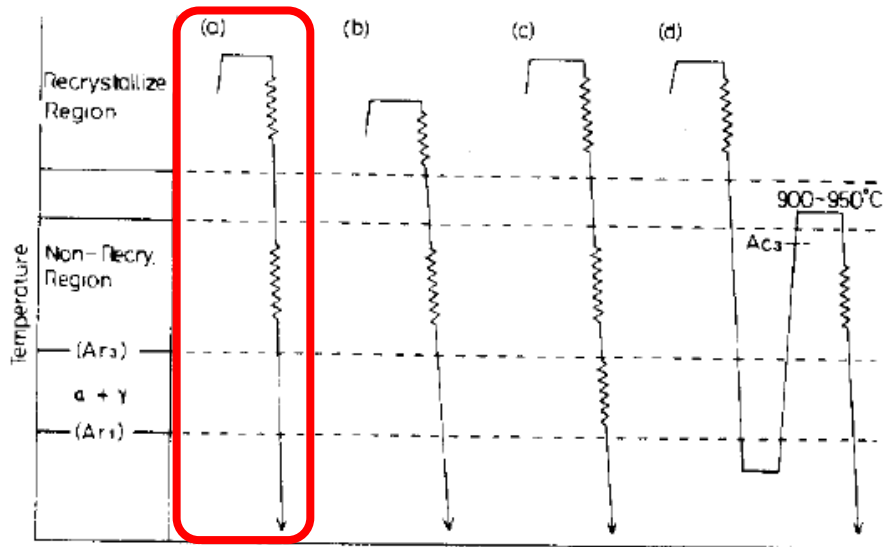


Fig 2-1. Schematic drawing of various controlled rolling processes

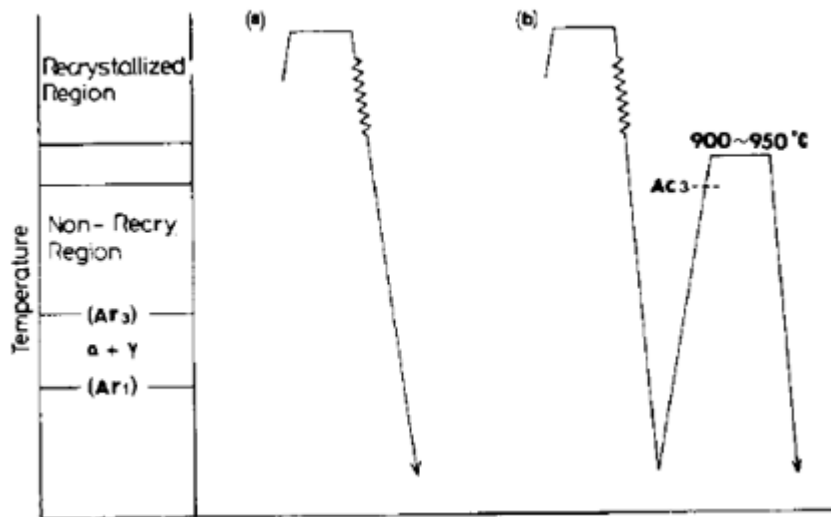


Fig 2-2. Schematic drawing of plate making processes for (a) as-rolled and (b) normalized plate

제어 압연 후 가속냉각을 시키면 냉각속도가 빨라져서 변형된 오스테나이트가 회복이 일어날 시간적 여유가 없게 된다. 이로 인해 기존 핵생성 site의 potential이 더욱 높아질 뿐만 아니라, 공랭할 때에는 핵생성 site 로 되지 못하였던 하부조직에서도 핵생성이 가능하여 공랭했을 때보다 더욱 미세한 조직을 얻게 해 준다.

조직의 미세화 외에도 냉각속도가 빨라짐에 따라 상의 변화를 가져올 수 있다. 냉각속도가 더욱 증가하면 조직은 더욱 미세화되면서 동시에 펄라이트의 생성이 억제되면서 대신 베이나이트가 생성하게 되어 결국 페라이트와 베이나이트의 복합조직으로 나타나게 된다.

따라서 가속냉각은 금속학적인 측면에서 1. 강재의 조직을 미세화시켜 주고 2. 펄라이트의 띠 구조(band structure)를 없애 주면서 3. 페라이트와 베이나이트의 복합조직을 얻게 하여 주는 효과가 있다.

Fig 2-3과 냉각속도가 증가함에 따라 조직이 미세화되면서 제2상(펄라이트 또는 베이나이트)이 더욱 미세하게 분산되어 존재함을 잘 보여주고 있다.

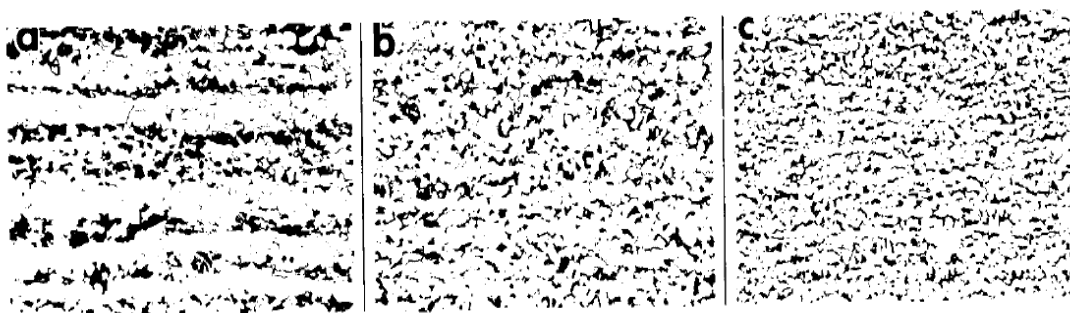


Fig 2-3. Microstructures of plates under various cooling rates: (a) air cooled, (b) accelerated cooled at 4°C/s and (c) accelerated cooled at 10°C/s

TMCP 공정은 장점을 정리하면 다음과 같다.

1. 제어 압연을 통한 결정립 미세화
2. 가속냉각을 통한 미세한 크기의 저온변태조직 형성
3. 낮은 탄소 당량으로 우수한 용접성 확보
4. 수요가를 위한 강재의 질적 향상
5. 자체 생존을 위한 생산비의 절감(압연공정과 열처리 공정 동시 진행)

위와 같은 장점으로 해양플랜트용 후판강의 제조에 TMCP 공정을 많이 활용하여 널리 사용되고 있다.

2.3. TMCP로 제조된 해양플랜트용 후판강의 미세조직^[23]

많은 연구를 통해 철강 재료의 미세조직은 변태 온도가 낮아지는 순서로 해서 미세조직은 polygonal ferrite(PF), quasi-polygonal ferrite(QPF), acicular ferrite(AF), granular bainite(GB), bainitic ferrite(BF) 그리고 martensite(M) 등으로 구분할 수 있으며, 각 상의 특징들에 대해서 간단히 정리하면 다음과 같다. PF는 가장 높은 온도에서 또는 가장 느린 냉각속도에서 생성되는데 등축형상으로 성장하며 내부의 전위밀도가 낮다(Fig 2-4(a)). QPF는 PF보다 낮은 온도에서 변태되고 불규칙한 입계를 가지는 조직이다(Fig 2-4(b)). AF는 오스테나이트 입내에서 생성되는 침상형 조직이다(Fig 2-5). GB는 RA(Retained austenite)나 MA(Martensite-austenite constituent)를 포함하면서 내부에 substructure가 발달한 조직이고(Fig 2-4(c)), BF는 오스테나이트 입계로부터 생성된 평행한 lath들이 잘 발달된 조직이다(Fig 2-4(d)). M은 빠른 냉각속도에서 오스테나이트에서 무확산 전단변태로 형성되며, lath 혹은 plate 형태로 내부의 전위밀도가 높다.

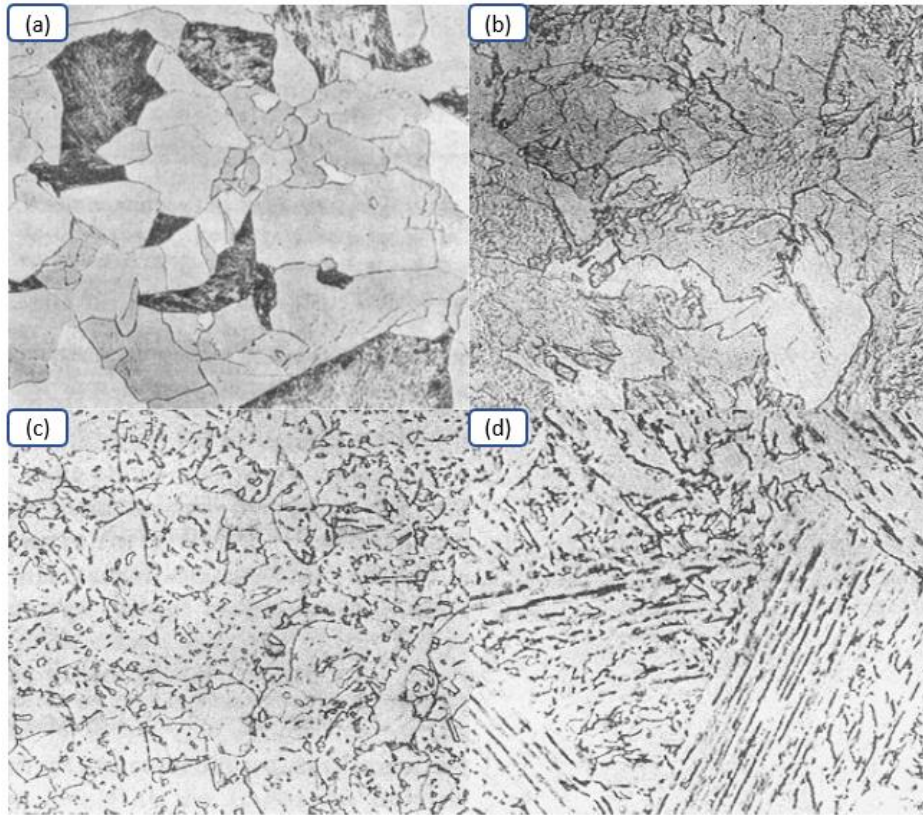


Fig 2-4. Ferritic microstructure: (a) polygonal ferrite, (b) quasi-polygonal ferrite, (c) granular bainite, (d) bainitic ferrite

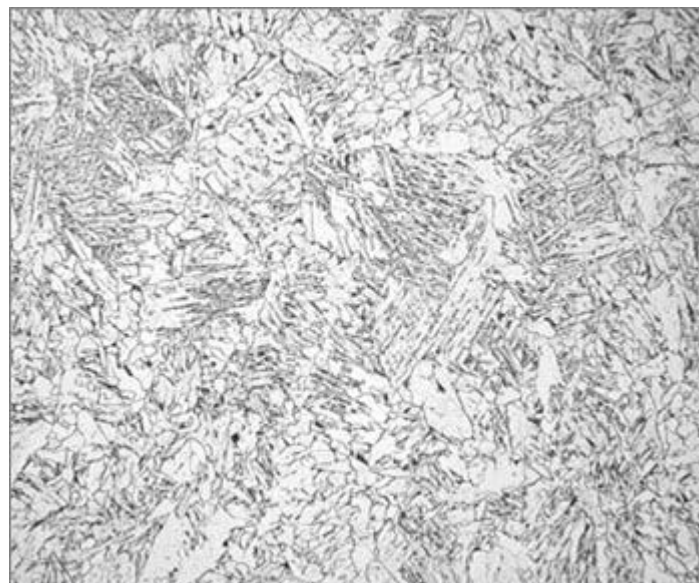


Fig 2-5. Ferritic microstructure; acicular ferrite

2.4. TMCP 강 합금원소의 영향^[24~27]

해양플랜트 후판강 합금 설계에서는 강도를 확보하면서 저온 충격 인성을 높이기 위해 보통 합금원소와 미량 첨가원소를 첨가한다.

합금원소는 오스테나이트에서 페라이트로의 변태온도(Ar3)를 저하시킬 수 있으며, 미세결정 영역에서 페라이트의 성장이 억제되어 결정립 미세화 효과가 있다. 이들 원소 중 C는 용접성을 저해하므로 최소량 투입으로 제한하는데 이에 따른 변태온도 상승은 Mn, Ni, Cu등의 첨가로 억제시킨다.

미량 첨가 원소는 미세한 Nb(C, N), TiN, V(C, N)등의 석출물을 형성하는 원소로, 이들 탄화물에 의해 결정립계 고착(pinning) 시킴으로써 재결정립의 크기는 감소한다. 또한 열간압연의 최종단계에서 이러한 석출물이 재결정을 지연시킨다. 즉 전위 및 아결정립의 이동에 의한 하부조직의 변화를 방해하기 때문이다. 이러한 진행과정으로 오스테나이트 결정립은 차츰 평평하게 팬 케이크(pancake) 조직으로 된다. 이 조직은 오스테나이트 결정립의 단위부피당 계면의 넓이가 정상적으로 얻을 때보다 훨씬 크다.

페라이트는 주로 오스테나이트 결정립계에서 핵이 생성하므로 오스테나이트 입계면적이 증가하면 그만큼 페라이트의 핵이 더 많이 형성된다. 따라서 페라이트의 결정립도 더욱 미세하여진다. 마지막으로 열간압연 도중에 석출되지 않고 남은 미량의 합금원소는 상온으로 냉각 도중에 페라이트 결정립 내부에서 석출된다. 페라이트 결정립 내부에 형성된 석출상의 영향으로, TMCP 강의 강도가 더욱 증가한다.

강에 유해한 불순물 원소이지만 P, S는 고온균열을 조장하는 대표적인 원소이며 매우 경계해야 할 원소 중의 하나이다. 또한, P는 N과 함께 청열취성을 유발하여 충격 인성을 저하시킨다. S는 열간가공 시 적열취성을 유발하여 강의 인성과 강도를 저하시키고 용접성을 떨어뜨린다. 강 중에 함유된 S는 결정립 내에 분포하는 MnS 화합물과

결정립계에 분포하는 FeS 화합물을 형성하는데, FeS의 경우 열간가공 시 버닝(Burning)현상을 유발한다.

또한, B, Mo, Cr는 강도 향상을 위해 투입하지만 경화능을 증가시키는 원소로 작용하여 강의 취성을 유발한다. 한편 고용된 B은 재가열 후 퀴칭(quenching)시 오스테나이트 입계에 편석하여 페라이트 변태를 억제하는 작용으로 경화능을 향상시킨다. 오스테나이트 영역에서 B은 BN로 석출하여 소입성을 저하시키기 때문에 Al, Ti를 첨가하여 N을 고정하는 작용을 한다.

한편 강의 경화 특성을 평가하는 지표로 활용하기 위해서 탄소 당량(Carbon equivalent, C_{eq})을 사용한다. 이는 강의 경화 특성에 미치는 합금 원소의 효과를 탄소 함량 1%가 나타내는 효과와 비교하여 환산한 실험 예측식의 값이다. 이 값이 높으면 마르텐사이트와 같은 경한 저온변태조직의 형성이 용이하여 경화도가 높아지는 반면 저온 균열 감수성이 증가하고 용접성을 저해하기도 한다.

한국선급 규정에 따라서 TMCP 공정의 화학 조성과 탄소 당량의 기준은 다음과 같다. [28]

Table 2- 1 . Heat treatment, deoxidation and chemical composition of the TMCP process

열처리 (1)	재료기호	탈산 방법	화학적분(2)(8)														
			C (%)	Si (%)	Mn (%)	P ⁽³⁾ (%)	S ⁽³⁾ (%)	Cu (%)	Cr ₍₅₎ (%)	Ni ₍₆₎ (%)	Mo ₍₅₎ (%)	Al 전함유량 (4) (%)	Nb ₍₅₎ (%)	V ₍₅₎ (%)	Ti ₍₅₎ (%)	N _(%) (%)	O ₍₇₎ (ppm)
TM CP	AH 43 , AH 47, AH 51, AH 56, AH 63, AH 70, AH 90, DH 43, DH 47, DH 51, DH 56, DH 63, DH 70	세 립 킬 드	0.16 이하	0.60 이하	1.0~ 1.70	0.025 이하	0.015 이하	0.55 이하	0.50 이하	2.0 이하	0.50 이하	0.02 이상	0.05 이하	0.12 이하	0.05 이하	0.025 이하	-
	0.14 이하		0.02 이하		0.01 이하	50 이하											

Table 2- 2. Carbon equivalent (Ceq or CET) and weld crack susceptibility (Pcm)

재료기호	열처리	탄소당량(%)						용접균열 감수성 (%)	
		$C_{eq}^{(1)}$						$CET^{(1)(2)}$	$P_{cm}^{(1)(3)}$
		강관			형강	봉강	관	전 종류	전 종류
		$t < 50$ (mm)	$50 < t < 100$ (mm)	$100 < t < 250$ (mm)	$t < 50$ (mm)	$t < 250$ (mm)	$t < 65$ (mm)	전 두께	전 두께
AH 43, DH 43, EH 43, FH 43	N, CR	0.46 이하	0.48 이하	0.52 이하	0.47 이하	0.53 이하	0.47 이하	-	-
	TMCP	0.43 이하	0.45 이하	0.47 이하	0.44 이하	-	-	-	-
	QT	0.45 이하	0.47 이하	0.49 이하	-	-	0.46 이하	-	-
AH 47, DH 47, EH 47, FH 47	N, CR	0.50 이하	0.52 이하	0.54 이하	0.51 이하	0.55 이하	0.51 이하	0.25 이하	-
	TMCP	0.45 이하	0.47 이하	0.48 이하	0.46 이하	-	-	0.30 이하	0.23 이하
	QT	0.47 이하	0.48 이하	0.50 이하	-	-	0.48 이하	0.32 이하	0.24 이하

(비고)

(1) C_{eq} , CET 및 P_{cm} 은 각각 다음 식에 따라 계산한다.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} (\%), \quad CET = C + \frac{(Mn + Mo)}{10} + \frac{(Cr + Cu)}{20} + \frac{Ni}{40} (\%),$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

(2) 규격 최소항복강도 460 N/mm²이상의 강재는 제조자가 필요하다고 인정하는 경우에 C_{eq} 를 대신하여 CET 를 사용할 수 있다.

(3) 탄소 함유량이 0.12% 이하인 TMCP 및 QT 강재는 제조자가 필요하다고 인정하는 경우에 탄소당량(C_{eq} 혹은 CET) 대신에 용접성을 평가하기 위한 P_{cm} 을 사용할 수 있다.

2.5. 용접열영향부(HAZ, Heat affected zone)의 미세조직^[29, 30]

해양플랜트용 후판강의 모재가 우수한 물성을 가지더라도 용접과정을 거치면서 형성된 HAZ는 미세조직과 기계적 특성이 또 바뀌게 된다.

HAZ는 부분 용해역과 모재 사이의 영역으로서 고체 상태에서 금속학적으로 큰 변화가 일어난 영역으로 철강재에서는 일반 A1 온도 이상으로 가열된 영역을 말한다.

HAZ는 여러 개의 세부영역이 Fig 2-6과 같다. 이는 용접열사이클에 의하여 정의한다. HAZ 세부영역의 미세조직과 기계적 성질이 각각 다르다.

(1)결정립 성장 구역(CGHAZ, coarse-grained heat affected zone): 1,200°C 이상의 가열영역으로 특히 용융 선에 인접한 부분은 오스테나이트 결정립이 조대화되며, 경화되거나 취화하는 효과 있다.

(2)결정립 미세화 구역(FGHAZ, fine grain heat affected zone): 850~1,000°C의 가열영역으로 A_{c3} 온도 이상에서 노멀라이징 열처리에 해당되며, 탄화물 용해되지 않고 결정립 성장 방해되어 결정립 미세화 효과 있다.

(3)부분 변태 구역(ICHAZ, inter-critical heat affected zone): 700~850°C의 A_{c1} 과 A_{c3} 변태온도간의 이상영역에서 부분적 저온변태되며, 이 분부는 저온변태조직은 파괴의 기점이 되어 인성에 나쁜 영향을 준다.

(4)구상화된 탄화물들의 구역(SCHAZ, subcritical heat affected zone): 700~750°C 이하의 비교적 적은 변태가 일어나며, 층상의 펄라이트가 구상화 입자인 시멘타이트로 분해된다.

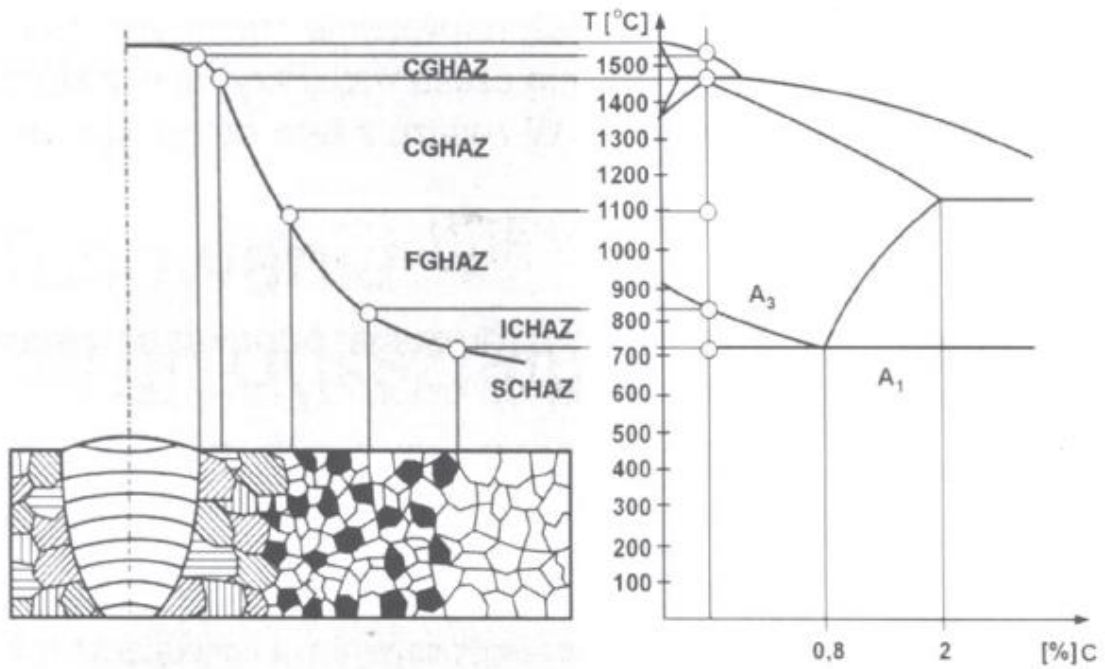


Fig 2-6. Classification of welding heat affected zone

특히, CGHAZ는 높은 온도로 인해 조대한 결정립이 형성되므로 충격 인성이 크게 악화될 수 있다. 따라서 HAZ에 대한 연구는 주로 CGHAZ 위주로 이루어져 왔다.

2.6. 플럭스코어드 아크 용접(FCAW, flux cored arc welding) [31]

FCAW은 그림Fig 2-7과 같이 와이어 형태의 소모성 전극봉을 정전압모드에서 플럭스코어드 와이어(Flux Cored Wire)를 사용하는데 와이어는 얇은 연강 중앙에 플럭스를 넣고 감싸 말아 봉상으로 와이어를 만든 것으로 용접봉 중심에 플럭스가 들어가 있어 용접 후 슬래그로 남는다. 용접봉 와이어 중심에 플럭스가 삽입되므로 같은 외경을 갖는 와이어 대비 단면적이 감소하는 부분이 있어 용접 시 일반 아크 용접보다 전류 밀도가 높아 용착 속도가 매우 빠르며 생산성이 우수하며, 아크 용입의 깊이가 깊어 용융 부족이 거의 일어나지 않아 용접성이 뛰어나다.

그래서 해양플랜트와 같은 대형 기계물을 제조할 때 FCAW을 널리 사용하고 있다.

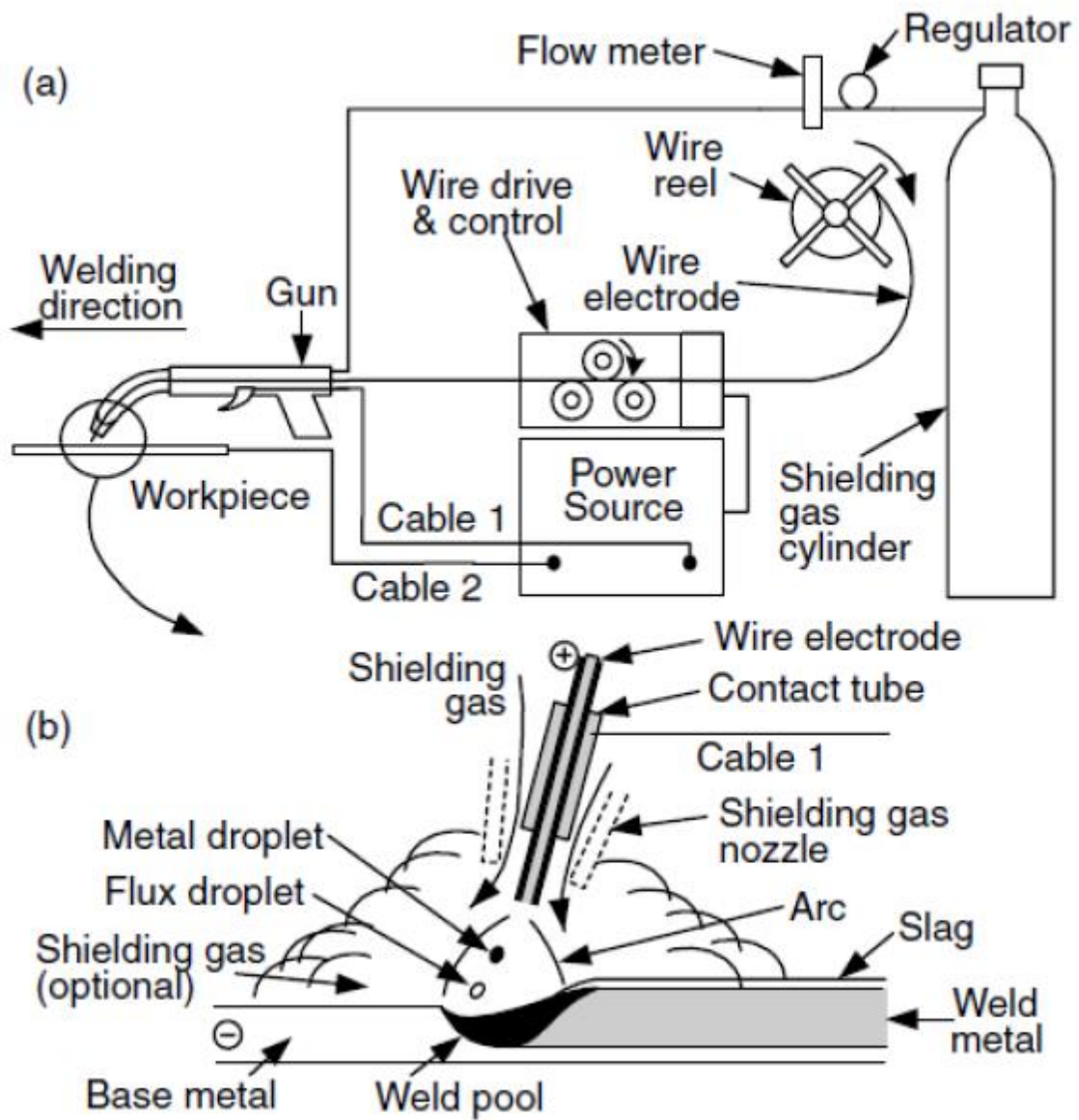


Fig 2-7. Schematic illustration of the flux cored arc weld: (a) overall process (b) welding area enlarged

2.7. FCAW의 입열량 규정 및 계산^[32, 33]

해양플랜트용 후판강은 고강도와 고인성을 갖기 위해 높은 용접성을 요구되고 있다. 선급규격에서는 항복 강도 460MPa급 이상의 강재에 대해 용접부의 충격 인성 확보를 요구되어 해양플랜트 후판강의 용접성 매우 중요하다. 용접조건에 예열, 입열량, 보호가스 등이 있는데 이 중에 입열량은 높은 사이클로 인해 모재의 미세조직에 큰 영향을 줄 수 있다. 이러한 관점에서 BS EN 10225:2009E.3에서는 해양플랜트 구조물강 용접에서 용접방법과 입열량을 규정하고 있는데 그중에 FCAW는 7.0 ± 2 KJ/cm로 제한하고 있다.

입열량Q(KJ/mm) 계산식은 다음과 같다.

$$Q = k \frac{UI}{v} \times 10^{-3}$$

여기서:

"k" is the thermal efficiency factor for the welding process as defined in EN 1011-1(k=0,7 for FCWA and 1,0 for SAW)

"U" is the arc voltage (in V)

"I" is the welding current (in A)

"v" is the welding speed (in mm/s)

Table 2- 3 . Weldability test requirements for butt welds on

Grade	Type	Test piece condition	Nominal heat input (kJ/mm)			
			FCAW ^a 0,7 ± 0,2	SAW ^b 3,0 ± 0,2	SAW ^b 5,0 ± 0,2	SAW ^b 3,5 ± 0,2
			Min. preheat temperature = 125 °C ^c Max. interpass temperature = 250 °C ^c			
S355	G12 G12+N G12+M	As welded	x	x ^d	x ^e	x
S420	G4 G4+M	As welded	–	x ^d	x ^e	x
S460	G4 G4+M	As welded	–	x ^d	x ^e	x
x indicates that testing is required – indicates that testing is not required						
^a Flux-cored arc welding (FCAW). ^b Where agreed between purchaser and supplier SMAW may be used instead of SAW (see E.3.5). ^c Alternative preheat/interpass temperatures may be adopted subject to agreement between purchaser and supplier. Such temperatures should reflect accepted practice and should be based on maximum carbon equivalent and material thickness. ^d For all grades tests may also be required at 3,0 kJ/mm if tests at 3,5 kJ/mm produce results below the purchaser's acceptance criteria. ^e If specified by the purchaser.						

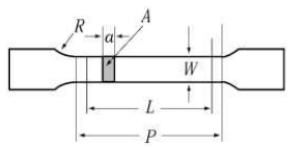
2.8. 해양플랜트 후판강 인장 시험^[28]

공학적인 인장 시험은 재료의 강도에 대한 기초적인 설계 정보를 제공하는 데 널리 이용되며, 재료의 특성을 규명하기 위한 실험으로 널리 받아들여진다. 인장 시험은 시편에 대하여 연속적으로 일축 인장 하중을 가하면서 시편의 연신율을 동시에 측정함으로써 이루어진다.

하지만, 인장 시험 중의 시험 변수에 따라서 공칭 응력-변형률에 큰 영향을 줄 수 있다. 그래서 해양플랜트 후판강의 품질을 확보하기 위해서 인장 시험 변수는 선급규정에 규정하고 있다.

해양플랜트 후판강의 인장 시편 규정은 다음과 같다.

Table 2-4. Shapes and dimensions of the tensile test specimen

구분	종류	기호	시험편의 모양	시험편의 치수	적용재료
판모양 ⁽³⁾		R5		$a = t$ $W = 25 \text{ mm}$ $L = 50 \text{ mm}$ $P \cong 60 \text{ mm}$ $R = 15 \text{ mm}$	압력용기용 압연강판
		R13B		$a = t$ $W = 12.5 \text{ mm}$ $L = 50 \text{ mm}$ $P \cong 60 \text{ mm}$ $R = 25 \text{ mm}$	두께 3 mm 미만의 압연강재
<p>(비고)</p> <p>(1) 그림의 기호는 다음에 따른다. d : 지름, A : 단면적, a : 시험편의 두께, R : 어깨의 반지름, W : 너비, D : 관의 바깥지름 L : 표점거리, t : 원재료의 두께, P : 평행부의 길이</p> <p>(2) 시험편의 양단은 시험기에 따라서 적합한 모양으로 가공할 수 있다.</p> <p>(3) 원재료의 두께가 시험기의 용량을 초과할 경우에는 한쪽면만을 가공하여 그 두께를 경감할 수 있다.</p> <p>(4) 표점거리 L은 20 mm보다 커야 한다.</p> <p>(5) 지름 d는 10 mm 이상, 20 mm 미만의 범위로 하고, 14 mm를 원칙으로 한다.</p> <p>(6) 구상흑연주철 및 규정된 연신율이 10 % 이하인 재료에 대하여는 R을 $1.5 d$ 이상으로 한다.</p>					

(1)시험편의 길이방향은 압연 방향에 직각(T방향)으로 채취한다. 너비 600mm 이하의 평강은 시험편을 압연 방향(L방향)에 평행하게 채취한다.

(2)시험편은 일반적으로 전체 두께를 가지는 판 모양의 인장 시험편을 적어도 한쪽면에 압연 스케일을 유지하는 방식으로 가공한다.

해양플랜트 후판강의 인장 방법은 다음과 같다.

(1)항복현상이 명료하게 나타나는 경우의 항복 강도(항복응력)는 상항복점으로 하고, 항복현상이 명료하게 나타나지 아니하는 경우의 항복 강도(내력)는 0.2% 영구 변형시의 강도 ($R_{p0.2}$)로 한다.

(2)항복점 또는 항복 강도를 측정할 경우의 응력증가율은 다음에 따른다.

Table 2- 5 . Relationship between yield strength and rate of stress increase

재료의 탄성율(E) (N/mm^2)	응력증가율 ($N/mm^2 \cdot s^{-1}$)	
	최소	최대
< 150,000	2	20
$\geq 150,000$	6	60

(3)항복점 또는 항복 강도에 도달한 이후 연성 재료의 인장 강도를 측정할 경우, 인장 시험의 변형률 속도는 변형증가율이 $0.008S^{-1}$ 이하에 상당하는 속도로 하여야 한다.

2.9. 해양플랜트 후판강 충격 시험^[28]

재료가 취성을 나타내는 경향을 측정하기 위해서 여러 가지 형태의 노치-바 충격 시험이 사용되고 있다. 이러한 시험을 통하여 인장 시험에서는 관찰할 수 없는 재료들 간의 차이를 감지하게 된 것이다. 노치-바 충격 시험으로부터 얻은 결과들은 설계상의 조건으로 쉽게 이용될 수 있도록 시험편의 채취와 시험방법은 선급규정에 규정하고 있다.

해양플랜트 충격 시험편의 채취와 시험방법은 Fig 2-8 및 Table 2-6 와 같다.

(1)선급규정에 따라서 충격시험편은 제품의 단면두께(section thickness)가 12mm보다 작지 않은 한 그림 및 표에 표시한 모양 및 치수로 가공하여야 한다.

(2)충격시험편은 노치(notch) 길이가 재료의 압연면에 수직이 되도록 시험편의 면에서 잘라낸다. 노치의 위치는 가스절단면 또는 전단면에서 25mm 이상 떨어져야 한다.

(3)강판 및 너비가 600mm가 넘는 평강의 샤프피 V-노치 시험편은 최종 압연 방향과 직각(T방향)으로 채취하고, 그 외 제품들의 샤프피 V-노치 시험편은 최종 압연 방향과 평행(L방향)하게 채취한다.

(4)충격시험편은 강재의 표면과 시험편의 표면과 시험편의 표면과의 2mm 이하가 되도록 채취하며, 두께 50mm가 넘는 제품은 표면으로부터 두께의 1/4 위치 및 1/2 위치에 충격시험편 중심선이 각각 일치하도록 채취한다.

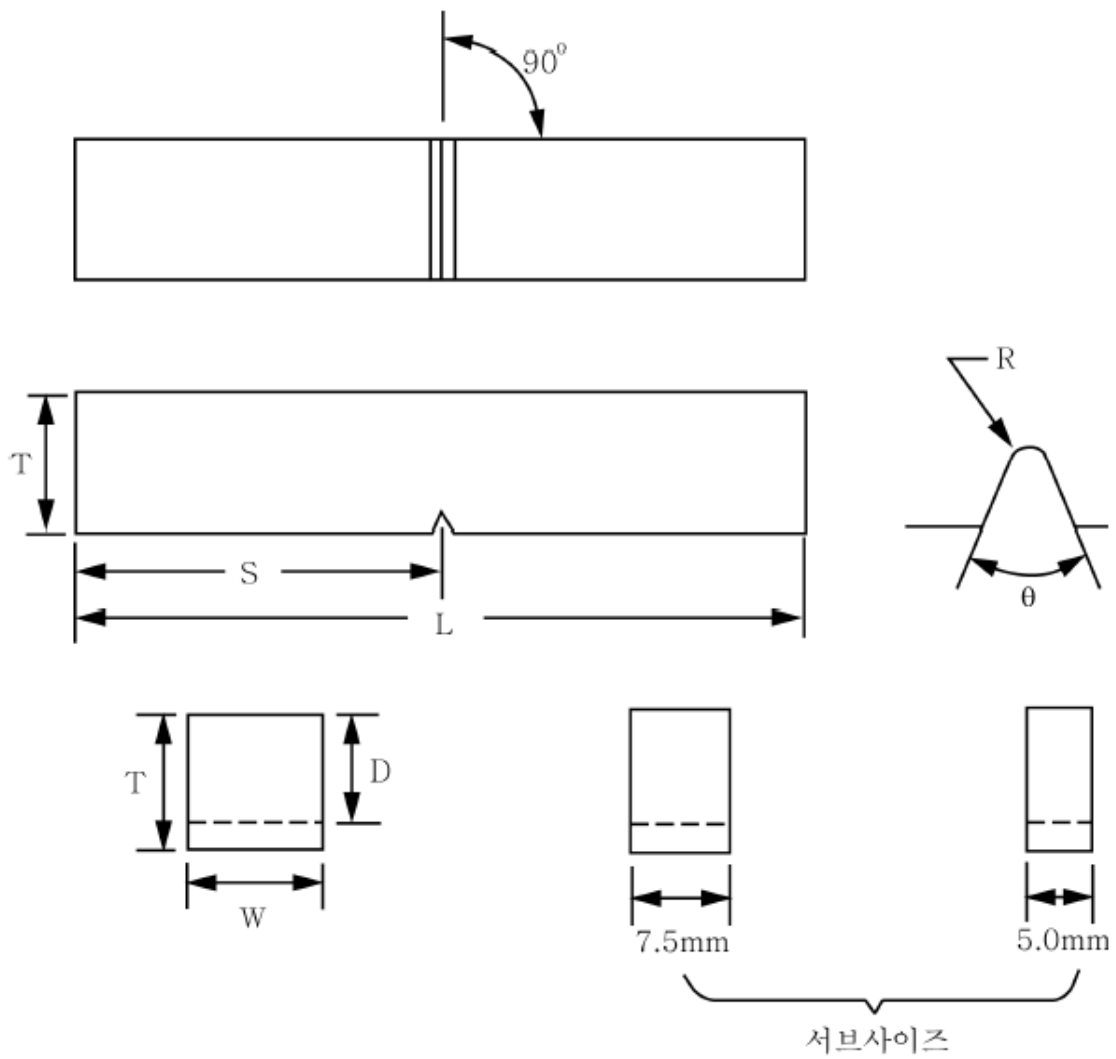


Fig 2-8. Shapes and dimensions of the Charpy impact specimen

Table 2- 6. Dimension of the V-notch Charpy impact specimen

치수	종류	샤르피 V-노치 시험편
길이	L	55 ± 0.6
너비	W	10 ± 0.11
두께	T	10 ± 0.06
노치의 각도(deg)	θ	45 ± 2
노치 아래 단면두께	D	8 ± 0.06
노치 밑부분의 반지름	R	0.25 ± 0.025
시험편 한쪽 끝에서 노치 중심까지 거리	S	27.5 ± 0.42
노치부의 대칭평면과 시험편의 길이방향 중심축선과의 각도(deg)		90 ± 2

충격시험 방법은 용량이 150J 이상인 샤르피 충격시험기를 사용하고 충격 속도는 4.5~6m/s으로 하며, 규정된 $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 로 조절된 온도에서 하여야 한다.

선급규정에 따라서 규정을 적용하는 강재의 충격시험 온도는 다음과 같다.

Table 2-7. Applicable temperature for impact test of steel

재료기호	두께 t (mm)	충격시험		
		시험온도 ($^{\circ}\text{C}$)	평균흡수에너지 (J)	
			L	T
AH 43, DH 43, AH 47, DH 47 AH 51, DH 51, AH 56, DH 56 AH 63, DH 63, AH 70, DH 70	$t \leq 20$	0	41이상	27이상
	$20 < t \leq 40$	-20		
	$40 < t \leq 50$	-30		
	$50 < t$	(1)		

(비고)
 (1) 우리 선급이 적절하다고 인정하는 바에 따른다.

2.10. 해양플랜트 후판강 선급 규정(기계적 성질)^[28]

Table 2- 8. The heat treatment, tensile test, and impact test for steels used in Marine engineering

재료 기호	열 처 리	인장시험 ⁽¹⁾							충격시험 ⁽¹⁾⁽²⁾		
		항복강도 (N/mm ²)			인장강도 (N/mm ²)		연신율(%) ⁽³⁾ ($L = 5.65\sqrt{A}$)		시험 온도 ⁽⁴⁾ (°C)	평균흡수 에너지 (J)	
		호칭두께 t(mm) ⁽⁶⁾			호칭두께 t(mm) ⁽⁶⁾						
		3≤t≤50	50<t≤100	100<t≤250	3≤t≤100	100<t≤250	L	T ⁽⁶⁾	L	T	
AH 43	N, CR, TMCP, QT	420이상	390이상	365이상	520~680	470~650	21이상	19이상	0	42이상	28이상
DH 43									-20		
EH 43									-40		
FH 43									-60		
AH 47	N, CR, TMCP, QT	460이상	430이상	390이상	540~720	500~710	19이상	17이상	0	46이상	31이상
DH 47									-20		
EH 47									-40		
FH 47									-60		

1. L 및 T는 시험편의 길이 방향이 압연 방향과 각각 평행 및 직각인 경우를 나타낸다.

2. 1조의 시험편 중에서 2개 이상이 규정의 평균흡수에너지값 미만이거나 어느 한 개라도 규정의 평균흡수에너지값의 70% 미만인 경우는 불합격으로 한다.

맞대기 용접 이음의 충격 시험 합격기준은 시험 온도 및 평균 흡수에너지값은 모재의 규정에 따른다.

3. 실험 방법

3.1. 베이나이트계 후판강의 제조

본 연구에서 사용된 강의 화학조성을 Table 3-1에 나타내었다. 바나듐(V), 보론(B)을 제외한 다른 화학 조성의 함량은 거의 동일하며, Base 강은 바나듐(V)의 함량이 0.006wt%으로 첨가하였고 보론(B)을 첨가하지 않았다. V 강은 Base 강에 비하여 바나듐(V)의 함량이 0.062wt%으로 증가시켜서 바나듐(V)의 영향을 알아보려고 하였다. B 강은 보론(B)의 영향을 알아보기 위하여 보론(B)을 12ppm로 첨가하였으며, 나머지 합금 함량은 Base 강과 같이 동일하다.

Table 3-1. Chemical compositions of the steels

Steel	Chemical composition (wt.%)													C _{eq} (%)
	C	Si	Mn	P+S	Ni	Al	Ti	Cr	Cu	Mo	Nb	V	B(ppm)	
V												0.062	-	0.421
Base	0.06	0.15	1.5	≤0.010	0.1	0.02	0.015	0.01	0.30	0.007	0.025	0.006	-	0.410
B												0.005	12	0.409

$$*C_{eq}(IIW) : C + (1/6)Mn + (1/5)(Cr + Mo + V) + (1/15)(Ni + Cu) (\%)$$

모든 강은 Fig 3-1과 Table 3-2와 같이 1,000°C~1,200°C에서 오스테나이트화 열처리 2시간 동안 진행하였다. 이때 조압연(rough rolling)/사상압연(control rolling)를 실시하였고, 최종 판재 두께는 16mm이다. 마무리 압연 후에 두께 중심을 기준으로 3~7°C/s의 속도로 400°C~500°C까지 수랭하였고, 이후 공랭하여 베이나이트강을 제조하였다.

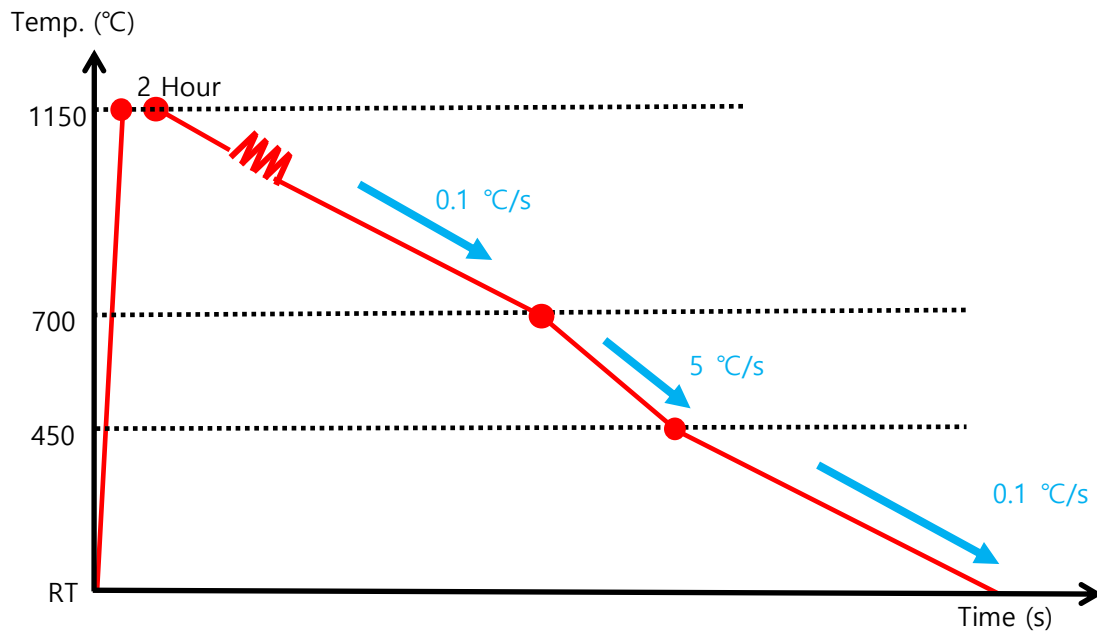


Fig 3-1. Rolling and cooling conditions of the steels.

Table 3-2 . Rolling and cooling conditions of the steels

후판강의 최종두께:16mm

Steel	Slab reheating temp. (°C)	Start cooling temp. (°C)	Finish cooling temp. (°C)	Cooling rate (°C/s)
	1150±50	700±50	450±50	5±2

3.2. 베이나이트계 후판강의 열영향부 모사

열영향부(Heat affected zone)를 모사하기 위해서 Fig 3-2의 열 사이클을 적용하여 MTCS 장비(Thermorestor-W, Fuji Electronic Industrial Co, Tokyo, Japan)로 CGHAZ(coarse-grain heat affected zone) 미세조직을 갖는 용접모사시편을 제조하였다. 이 용접 조건은 해양플랜트용 후판강의 용접에 주로 사용되는 플럭스 코어드 아크 용접(FCAW, flux cored arc welding) 조건을 모사한 것으로 계산된 입열량은 8KJ/cm이다. HAZ 모사 시편은 "(H)"로 표시하였다.

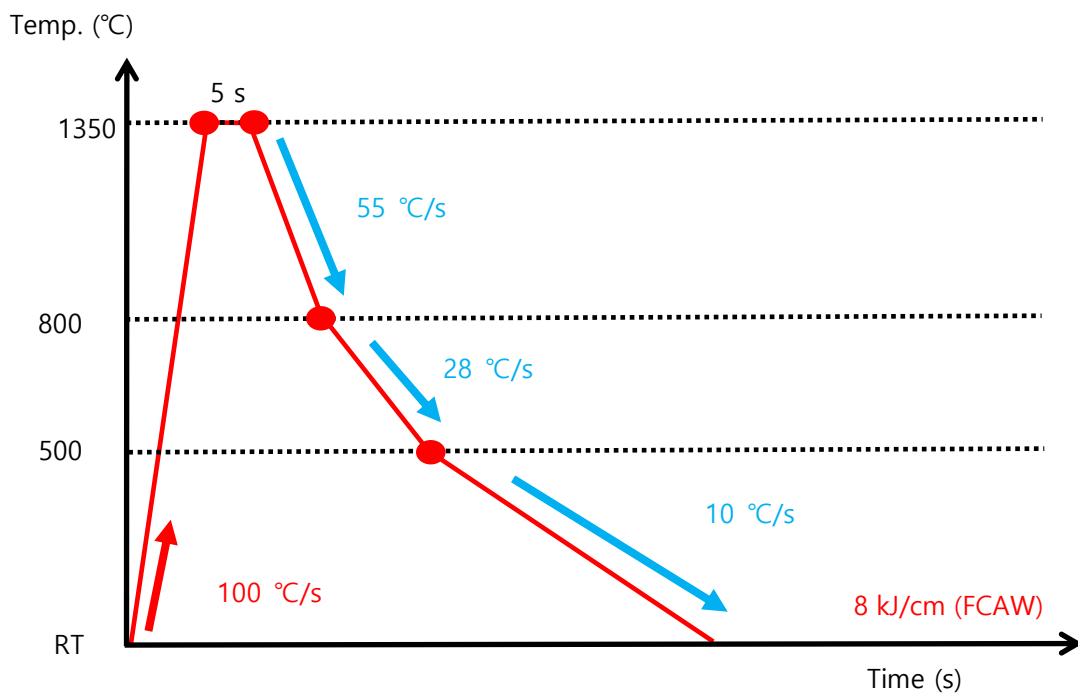


Fig 3-2. Schematic diagram of weld thermal cycles of the steels

3.3. 미세조직 분석

미세조직 분석을 위하여 후판강의 두께 10mm 지점에서 미세조직 관찰용 시편을 채취하였다. 모든 시편의 압연롤이 닿는 면(longitudinal-transvers plane)을 2,000 grit의 사포로 연마 후, 1 μm 다이아몬드 서스펜션으로 미세 연마하였다. 이후 2% 나이탈 용액(에탄올+질산)으로 에칭한 후, 미세조직 분석은 광학 및 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)을 통해서 진행하였다.

후방산란전자회절패턴분석기(electron back scatter diffraction, EBSD) 분석을 위해서 시편의 표면을 기계적으로 연마한 후, A2용액 (2-부톡시에탄올 + 에탄올 + 증류수 + 과염소산)을 사용하여 flow rate 3, 20~30 V, 3s 조건으로 전해연마 하였다. EBSD 분석은 주사전자현미경 내에서 step size 0.2 μm 로 실시되었으며, 결정 방위는 OIM analysis 소프트웨어를 이용하여 분석하였다.

3.4. 기계적 특성 평가

후판강의 T-L면에 하중 300gf, 유지 시간 10초로 하여 모재와 HAZ 시편의 비커스 경도를 측정하였다. 모재 인장 시편은 T방향(transverse direction)으로 ASTM E8/E8M규격에 맞추어 표준 sub size 인장시편으로 준비하였다. 인장 시험은 만능시험기를 사용하여 상온에서 변형률 속도 $10^{-3}/s$ 로 인장 시험을 실시하였다.

샤르피 충격 시편은 T-L 방향(transverse-longitudinal direction)으로 ASTM E23규격에 따라서 $55 \times 10 \times 10$ mm의 표준 크기의 시편으로 채취하였으며. 시편과 V-노치의 방향은 각각 압연 방향 수직인 방향(transverse direction)과 압연 방향에 평행한 방향(longitudinal direction)이다. 모재는 $0^{\circ}C$, $-20^{\circ}C$, $-40^{\circ}C$, $-60^{\circ}C$, $-80^{\circ}C$ 에서, HAZ 모사 시편은 $-40^{\circ}C$ 에서 각각 ASTM E23 규격에 따라 샤르피 충격 시험을 실시하였다.

4. 실험 결과

4.1. 모재의 미세조직과 기계적 특성

베이나나트계 철강재료는 합금 원소와 압연 열처리조건에 따라 다양한 미세조직을 가지며, 본 연구에서는 베이나이트계 조직은 형태학적 특징으로 구분하였다. 모든 강은 침상형 페라이트(acicular ferrite, AF)와 입상형 베이나이트(granular bainite, GB)가 주 조직을 이루고 있으며 GB의 내부나 AF 결정립들 사이에 이차상이 관찰되었다. 이차상은 탄화물, 질화물, M-A(martensite-austenite constituents), 잔류 오스테나이트 등의 경질상이다. AF는 결정립의 크기가 수 μm 정도이고, 결정립계에 미세한 크기의 경질상이 분포하여, 강도와 인성이 우수한 조직이다. GB는 고경각 결정립계로 결정립을 구분하는 패킷(packet)이 크고 패킷 내부에 미세한 이차상이 혼재되어 있으며, 강도가 우수하지만 인성이 낮다^[38~40].

모재의 미세조직을 광학 및 SEM으로 관찰하여 Fig 4-1에 나타내었고, 미세조직의 분율을 측정하여 Table 4-1에 나타내었다.

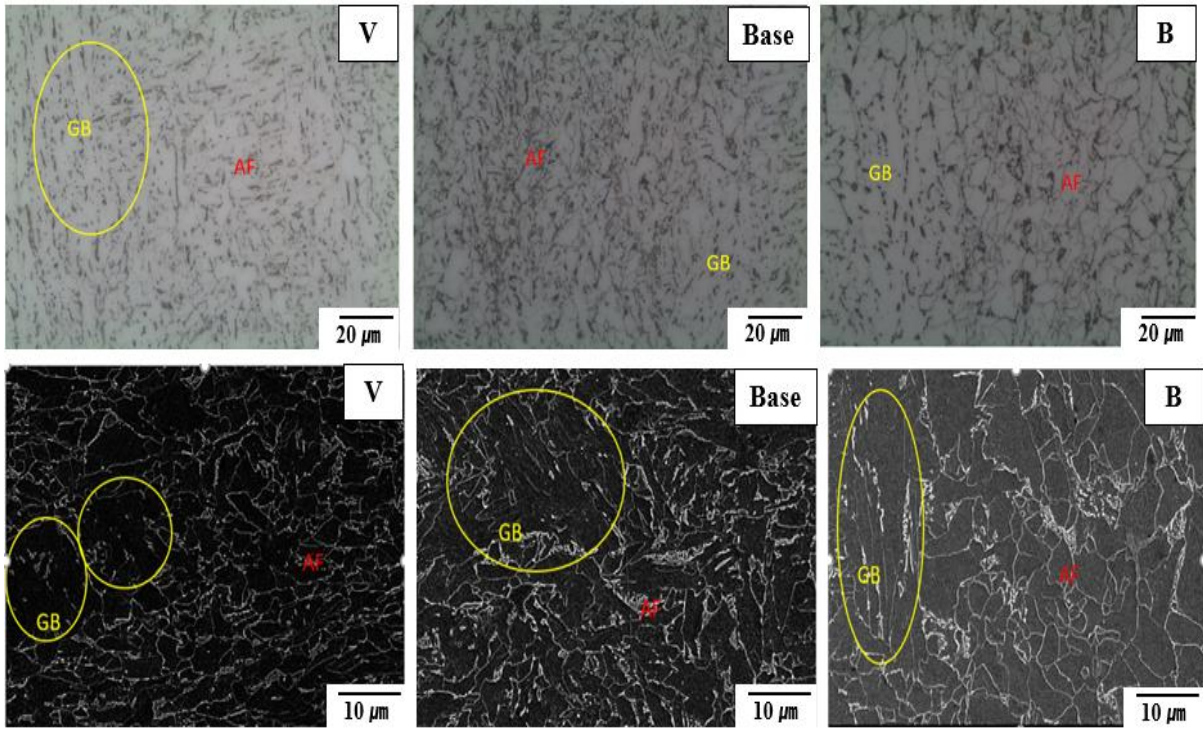


Fig 4-1. Optical and SEM microstructures of the steels

Table 4- 1 . Volume fractions of microstructure of the steels

Steel	Phase volume fraction (%)			Grain size of microstructure(μm)	
	Acicular ferrite	Granular bainite	Second phase	Acicular ferrite	Granular bainite
V	Bal.	19 ± 2	8 ± 2	2-6	10-50
Base	Bal.	34 ± 11	6 ± 2	4-10	15-121
B	Bal.	11 ± 5	10 ± 1	2-10	10-103

V 강은 AF가 주조직을 이루고 있으며, GB가 19%, 이차상이 8% 형성되어 있다. V 강의 AF 결정립 크기 2~6 μm 이고, GB 결정립 크기는 10~50 μm 이다. Base 강은 AF가 주조직을 이루고 있으며, GB가 34%, 이차상이 6% 형성되어 있고, AF분율이 Base 강을 비해 작다. V 강의 AF 결정립 크기 4~10 μm 이고, GB 결정립 크기는 15~121 μm 로 V 강에 비해 결정립 크다. B 강은 AF가 주조직을 이루고 있으며, GB가 11%, 이차상이 10% 형성되어 있으므로 Base 강에 비해 AF분율이 높다. B 강의 AF 결정립 크기 2~10 μm 이고, GB 결정립 크기는 10~103 μm 이다.

상온에서 인장 시험의 결과는 Table 4-2에 나타내었다. 해양플랜트용 강재는 항복 강도를 기준으로 등급이 나뉜다. 본 연구에서 사용된 강들은 항복 강도가 460 MPa 급 해양플랜트용 후판강에 속한다. 모든 강재(V, Base, B)의 항복 강도와 인장 강도는 오차 범위내에서 비슷한 수준이며, 연신율은 같다. 비커스 경도의 측정 결과는 Table 4-2과 같이 모든 강재(V, Base, B)의 경도가 오차 범위내에서 비슷한 수준이다.

Table 4-2. Tensile properties and Vickers hardness of the steels

Steel	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Vickers hardness (Hv)
V	452±8	597±6	25±1	202±10
Base	452±16	602±8	25±1	193±10
B	459±8	587±8	25±1	196±10

Table 4-3에 저온에서 시험한 샤르피 평균 충격 특성을 나타내었다. 0°C에서 V과 B 강의 샤르피 충격 에너지는 290~302 J로 비슷한 수준이며, Base 강의 샤르피 충격 에너지는 277 J로 제일 낮다. 그리고 B과 Base 강의 샤르피 충격 에너지는 V 강에 비해 편차가 크다. 저온으로 갈수록 샤르피 충격 에너지는 감소한다. V 강은 온도가 감소할수록 샤르피 충격 에너지 크게 감소하는 반면, B과 Base 강의 샤르피 충격 에너지는 온도가 감소할수록 크게 감소한다. 그리고 샤르피 충격 에너지의 편차가 커지는데 -60°C에서 이하에서는 그 편차가 40 J 이상으로 크며, 이 온도 구간에 일부 미세조직에서 연성-취성 천이(ductile-brittle transition)가 일어나며 파괴기구가 바뀌는 것으로 판단된다.

Table 4-3. Charpy impact properties of the steels

Steel	Average absorbed energy (J)				
	0°C	-20°C	-40°C	-60°C	-80°C
V	302	303	298	263	267
Base	277	277	283	248	187
B	290	277	262	250	218

4.2. CGHAZ의 미세조직

CGHAZ 모사 시편의 미세조직은 AF, GB, 베이나이트계 페라이트(bainitic ferrite, BF), AF+GB+BF+마르텐사이트(martensite, M)의 혼합 조직(Mixed)으로 구성되어 있다. M는 가장 빠른 냉각속도에서 형성되며, 구 오스테나이트에서 특정한 방향으로 생성된다. M는 전위 밀도 및 쌍정 밀도가 높아 강도는 높으나 인성이 매우 낮다. BF는 AF보다 빠르지만 M보다 느린 냉각속도에서 형성된다. BF 결정립의 크기는 수십 μm 정도이며, 경질상이 래스 형태를 띄고 있어 강도는 우수하나 인성은 AF에 비해 낮다. 특히, 경질상이 분포하는 BF는 패킷의 크기가 클 경우, 저온 인성이 매우 낮다고 알려져 있다^[41, 42].

CGHAZ 모사 시편의 미세조직을 광학 및 SEM으로 관찰하여 Fig 4-2에 나타내고, 각 미세조직의 분율과 크기는 Table 4-4에 나타내었다. V(H) 시편의 주조직은 Mixed이며, GB가 32%, BF가 17% 형성되어 있으며, GB 크기는 18~121 μm 이고, BF 크기는 21~132 μm 이다. Base(H) 시편의 주조직은 AF이며, GB가 8%, BF가 10% 형성되어 있으며, AF 크기는 2~8 μm 이고, GB 크기가 18~121 μm , BF 크기가 21~132 μm 이다. B(H) 시편의 주조직은 Mixed이며, GB가 37%, BF가 11% 형성되어 있으며, GB 크기는 12~75 μm 이고, BF 크기는 13~86 μm 이다.

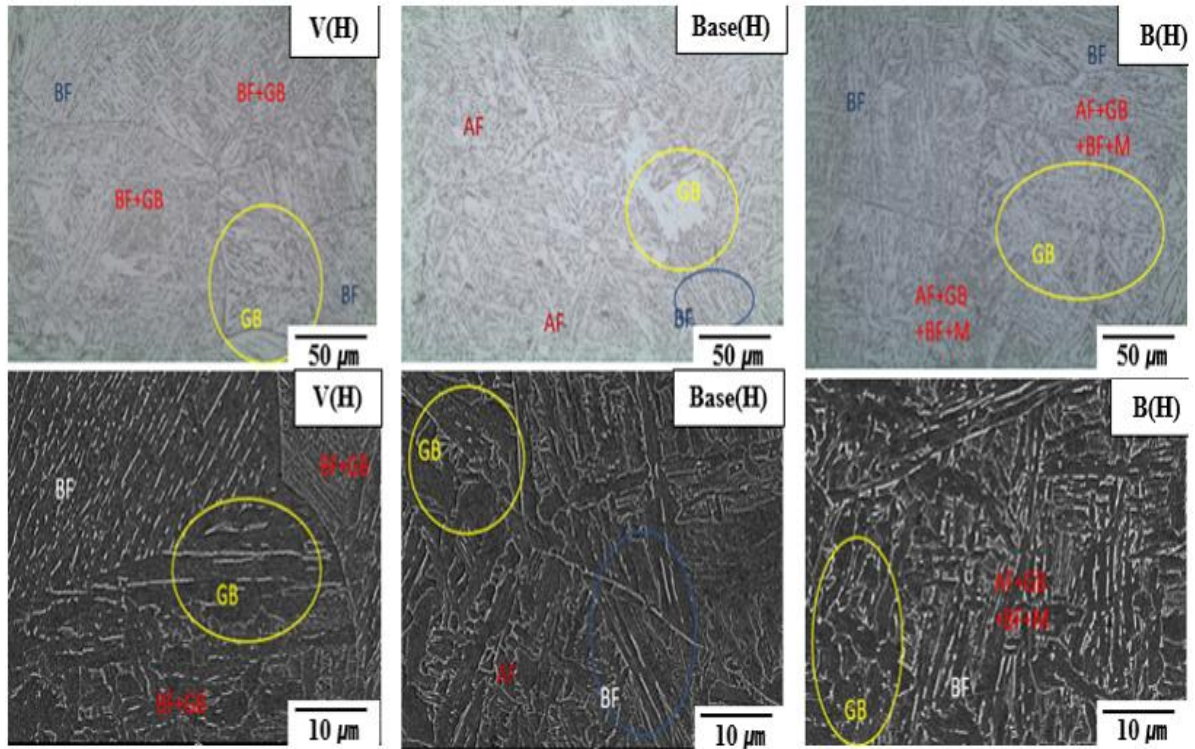


Fig 4-2. Optical and SEM microstructures of the HAZ specimens

Table 4- 4. Volume fractions of microstructure of the HAZ specimens

Specimen	Phase volume fraction (%)				
	Acicular ferrite	Granular bainite	Bainite ferrite	GB+BF	AF+GB+BF+M
V(H)		32±10.2	17.4±3.5	50.6±6.7	
Base(H)	82.1±11	8.4±3.5	9.5±2.6		
B(H)		37.2±8.6	11.2±2.4		51.6±6.2

Specimen	Grain size of microstructure(μm)		
	Acicular ferrite	Granular bainite	Bainite ferrite
V(H)		18-121	21-132
Base(H)	2-8	30-65	22-75
B(H)		12-75	13-86

4.3. CGHAZ의 기계적 특성

CGHAZ 모사 시편들의 비커스 경도 및 -40°C 샤르피 흡수 에너지를 Table 4-5에 나타내었고 샤르피 충격 시험 파면 사진은 Fig 4-3에 나타내었다. V(H) 시편은 충격 흡수 에너지 편차가 작고, 3시편중에 모두 연성과 취성 파괴가 복합적으로 발생하였다. Base(H) 시편은 충격 흡수 에너지 가장 높으며, 충격 흡수 에너지의 편차가 크고, 세 시편 중 2개 연성파괴, 1개 연성과 취성 파괴가 복합적으로 발생하였다. B(H) 시편은 Base(H) 시편을 비해 충격 흡수 에너지 편차가 더 크며, 3시편 중 1개 연성파괴, 2개 연성과 취성 파괴가 복합적으로 발생하였다.

V(H) 시편의 비커스 경도는 235 HV이다, Base(H) 시편의 비커스 경도는 245 HV이며, V(H) 시편에 비해 높다. Base(H) 시편의 비커스 경도는 285 HV이며, 세 시편 중에 제일 높다.

Table 4-5. Vickers hardness and Charpy absorbed energy at -40°C of the HAZ specimens

Specimen	Vickers hardness(HV) (300gf 10s)			
V(H)	235±15			
Base(H)	245±13			
B(H)	285±20			

Specimen	Average Charpy impact energy at -40°C (J)			
	1 st	2 nd	3 rd	Average
V(H)	11	10	9	10
Base(H)	263	223	37	175
B(H)	240	25	14	93

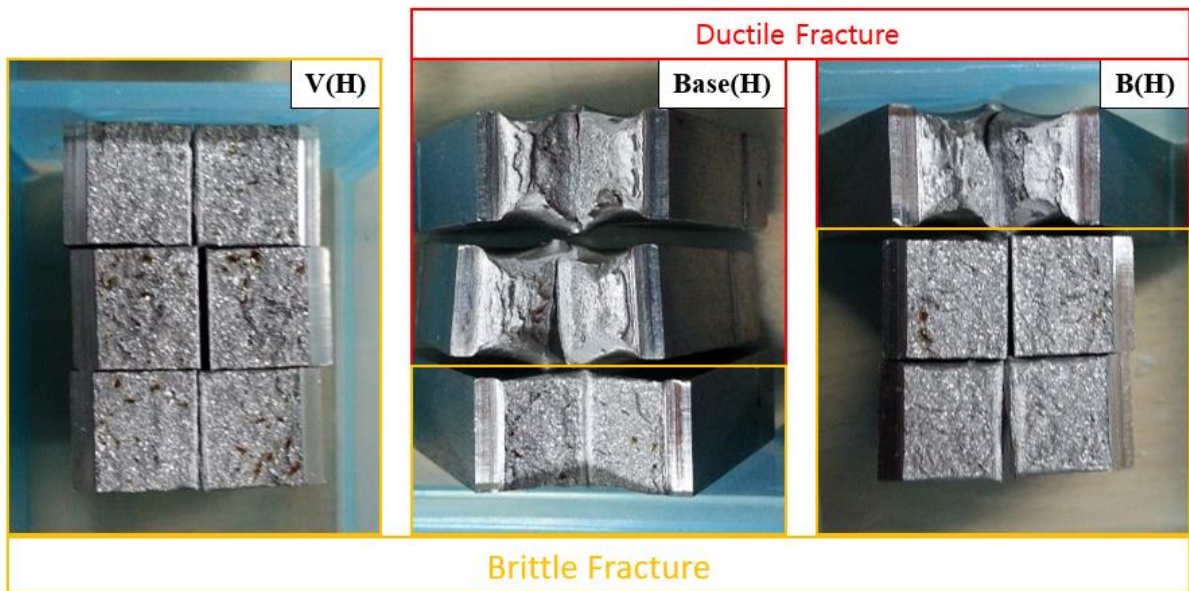


Fig 4-3. Fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the HAZ specimens

4.4. CGHAZ의 파면 분석

Fig 4-4, Fig 4-5 및 Fig 4-6에 -40°C 에서 샤르피 충격 시험으로 파괴된 CGHAZ 모사 시편의 파면을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하여 나타내었다. 샤르피 충격 시편의 노치 부근인 파괴 개시 영역을 비교하면, 세 시편 모두 연성 파괴의 딴플(dimple)이 관찰된다. V(H) 시편은 딴플이 나오는 구간 세 시편 중에 제일 짧으며, 중심부로 파괴가 진행할수록 벽개 파면이 관찰된다. Base(H) 시편은 파괴 개시 영역이 거의 모두 딴플이 나온다. B(H) 시편은 V(H) 시편에 비해 딴플이 나오는 구간이 길고 일부 개시 영역 거의 전 딴플이 나타났다. 샤르피 충격 시편의 중심 부근인 파괴 전파 영역을 비교하면, V(H) 시편에서는 거의 모두 벽개 파면이 관찰되었고, Base(H) 시편에서는 딴플이 나타나는 연성 파괴와 일부에서만 준벽개 파면을 같이 관찰되었고, B(H) 시편에서는 벽개와 준벽개(quasi-cleavage) 파면을 함께 나타낸다. 이러한 파괴 형태의 차이로 Base(H) 시편의 샤르피 충격 에너지가 제일 높고, V(H) 시편은 B(H)에 비해 샤르피 충격 에너지가 낮다.

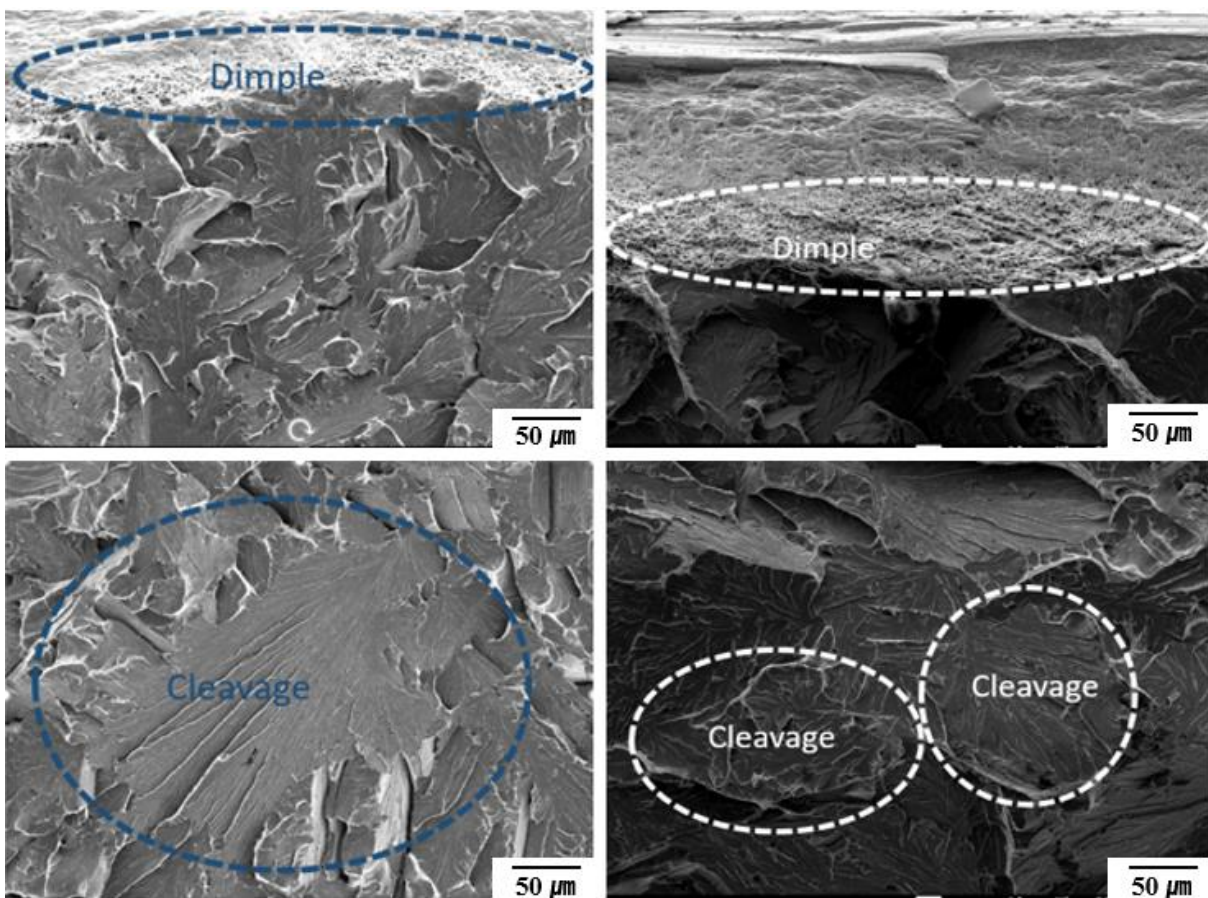
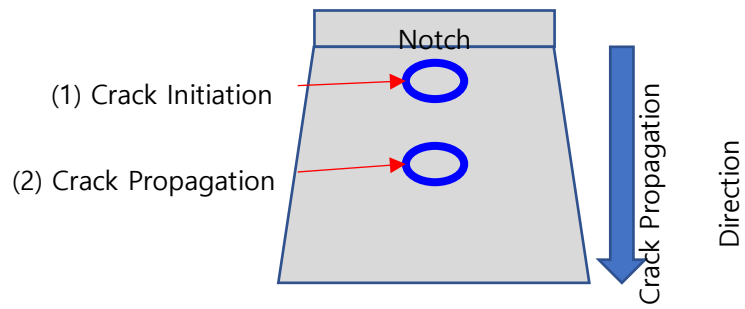


Fig 4-4. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the V(H) specimen

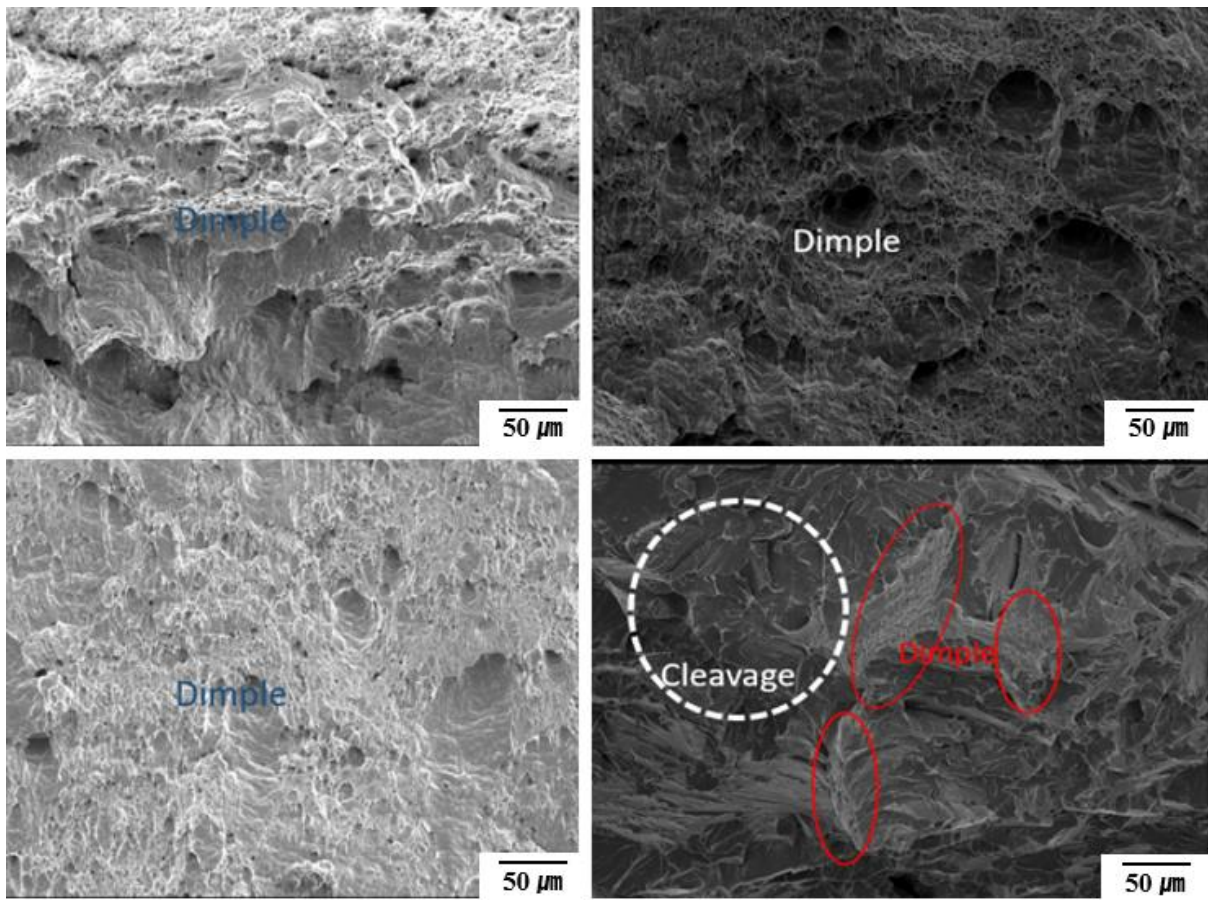


Fig 4-5. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the Base(H) specimen

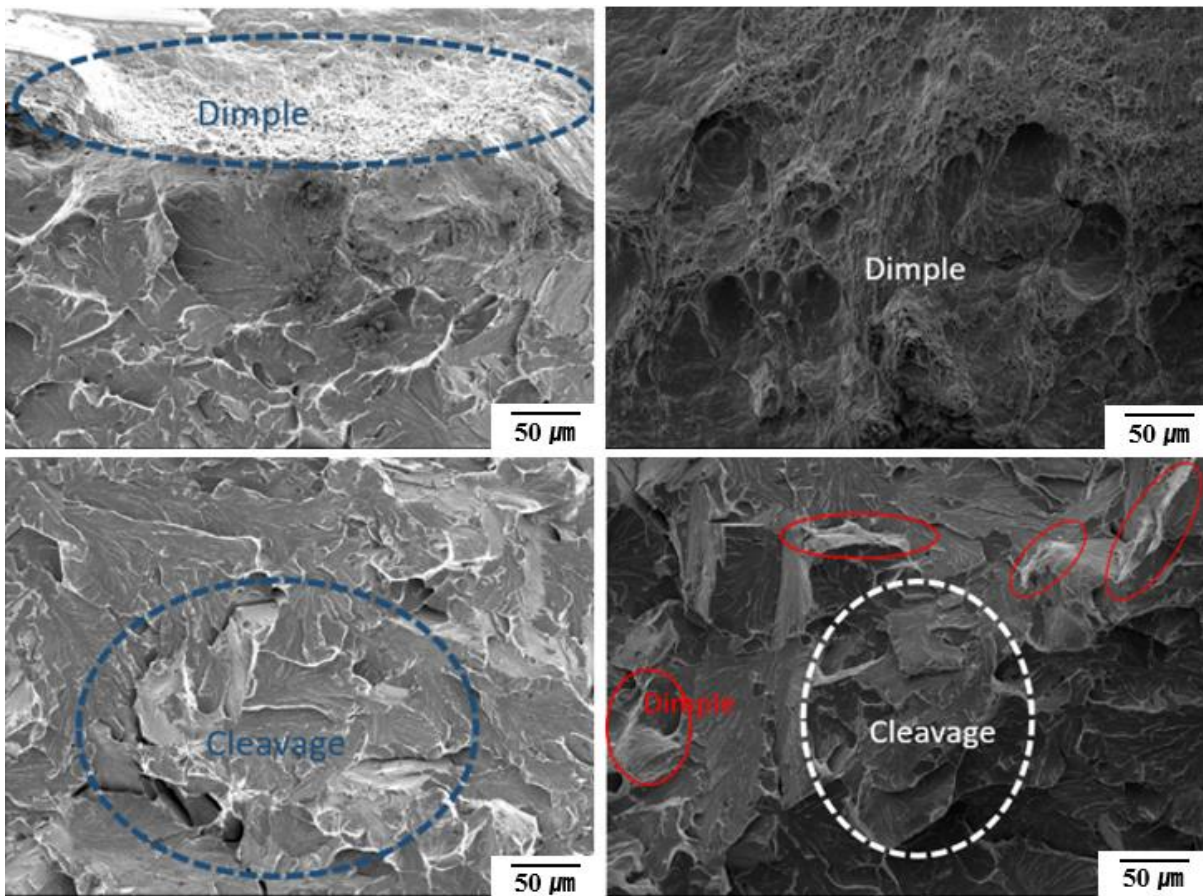


Fig 4-6. SEM fractographs of the fractured Charpy impact tests at -40°C for the B(H) specimen

4.5. CGHAZ 파단면 분석

균열의 전파 경로를 조사하기 위해 CGHAZ 모사 시편의 -40°C 에서 샤르피 충격 시험한 시편의 파단면을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하여 나타내었다. Fig 4-7과 같이 V(H) 시편은 GB, BF, Mixed에서 직선의 균열 전파 경로가 나타난다. GB, BF 영역에서는 긴 균열이 직선으로 베이나이트 패킷의 내부를 가로지르면서 전파되었고, 일부 Mixed 조직에서 균열 경로가 짧은 균열 경로가 있기는 있지만 대부분 균열 경로가 길다. Fig 4-8과 같이 Base(H) 시편은 미세한 AF 많이 분포하는 영역에서 연성 파괴에 의해 시편의 변형된 부분이 관찰되었고, GB, BF 영역에서는 직선의 균열 전파 경로가 나타난다. Fig 4-9와 같이 B(H) 시편의 GB, BF 영역이 V(H) 시편과 동일하게 긴 균열 전파 경로가 나타나며, 그러나 B(H) 시편의 Mixed 영역에서는 V(H) 시편의 Mixed 영역에 비해 짧은 균열 전파 경로가 많으며, 일부 미세한 결정립에 의해 연성 파괴를 관찰되었다.

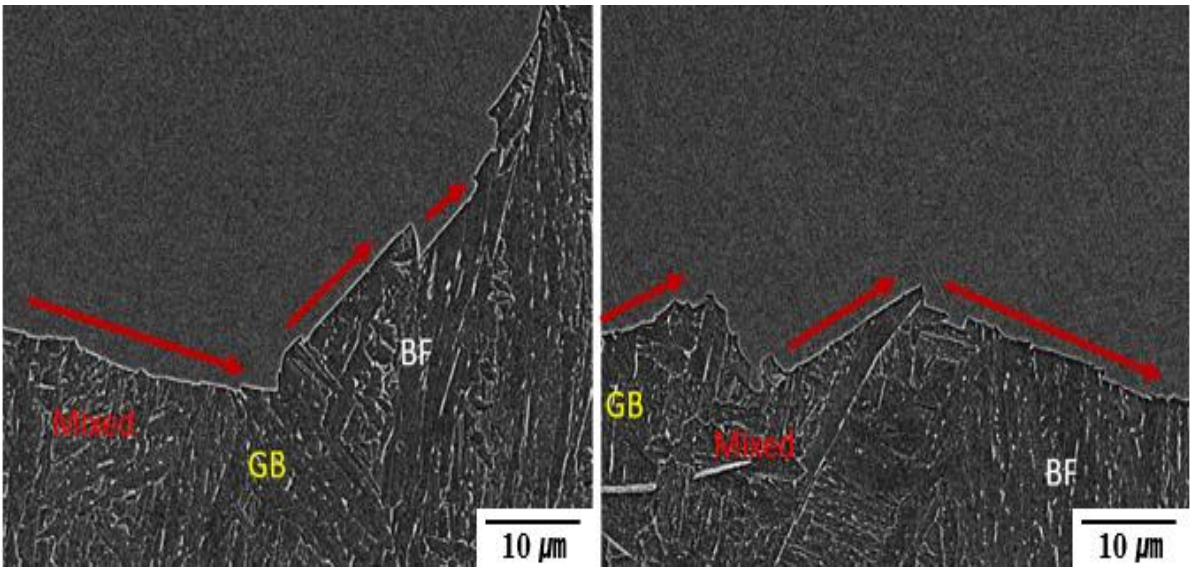


Fig 4-7. SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the V(H) specimen

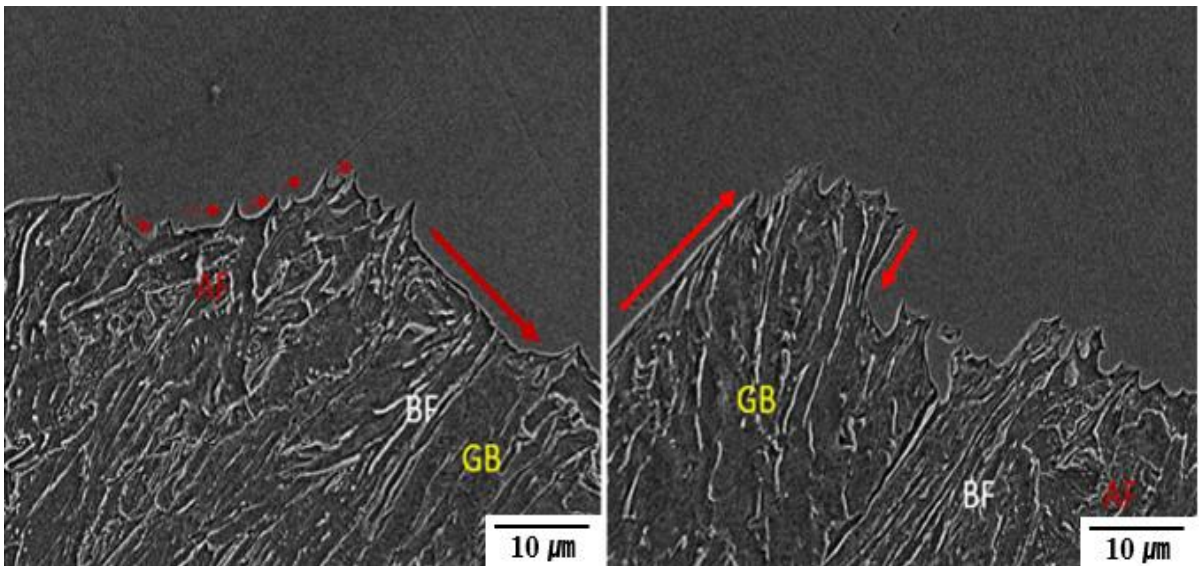


Fig 4-8. SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the Base(H) specimen

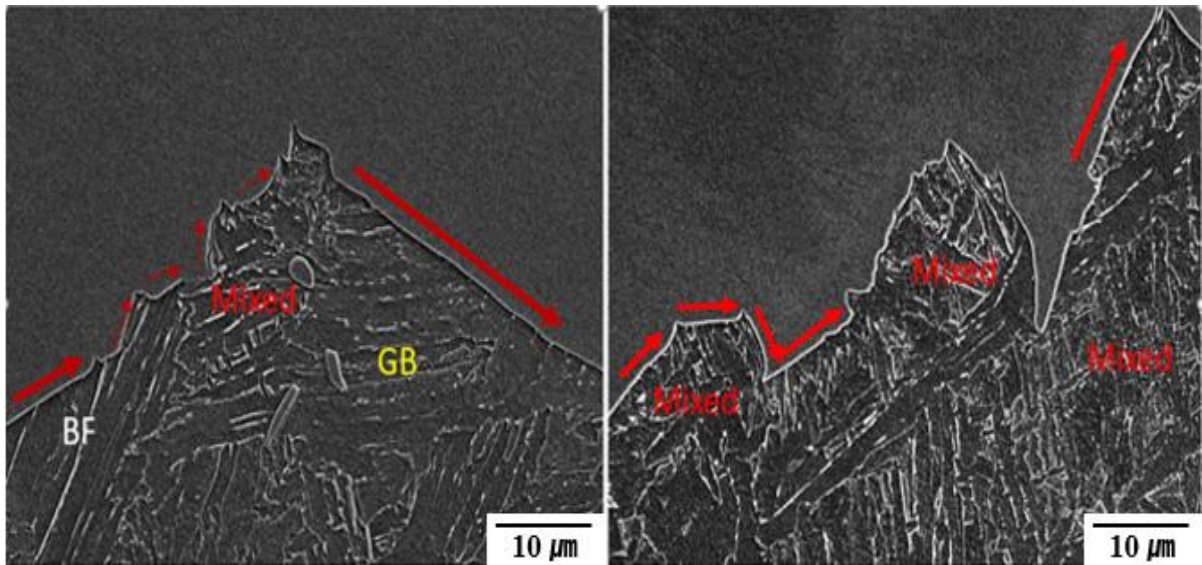


Fig 4-9. SEM micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the B (H) specimen

CGHAZ 모사 시편의 -40°C 에서 샤르피 충격 시험한 시편의 파단면을 EBSD로 분석하였다.

Fig 4-10과 같이 V(H) 시편에서의 베이나이트는 아결정립(sub-grain)들이 특정한 방향으로 배열된 조대한 패킷을 가지며, 여러상이 혼합된 Mixed 영역 역시 특정한 방향으로 치밀하게 형성되는 형상을 보인다. 결정립도에서는 Mixed 조직의 패킷과 베이나이트 패킷의 결정립계는 주로 15° 이상의 고경각을 가지며, 결정립 내부에는 15° 이하의 저경각 결정립계가 나타난다.

Fig 4-11과 같이 Base(H) 시편의 AF는 미세한 결정립들이 무질서한 방향으로 형성되어 있고, 베이나이트는 아결정립(sub-grain)들이 일정한 방향으로 배열된 미세한 패킷을 가진다. AF과 베이나이트 패킷의 결정립계는 주로 15° 이상의 고경각을 가지며, 베이나이트 결정립 내부에는 15° 이하의 저경각 결정립계가 나타난다.

Fig 4-12와 같이 B(H) 시편은 시편의 Mixed는 결정립들이 특정한 방향성을 가지고 배열된 형태와 방향성이 없는 형태로 배열된 형상이 혼재하며, 미세한 패킷 크기를 가진다. 베이나이트는 아결정립(sub-grain)들이 일정한 방향으로 배열된 조대한 패킷을 관찰하였다.

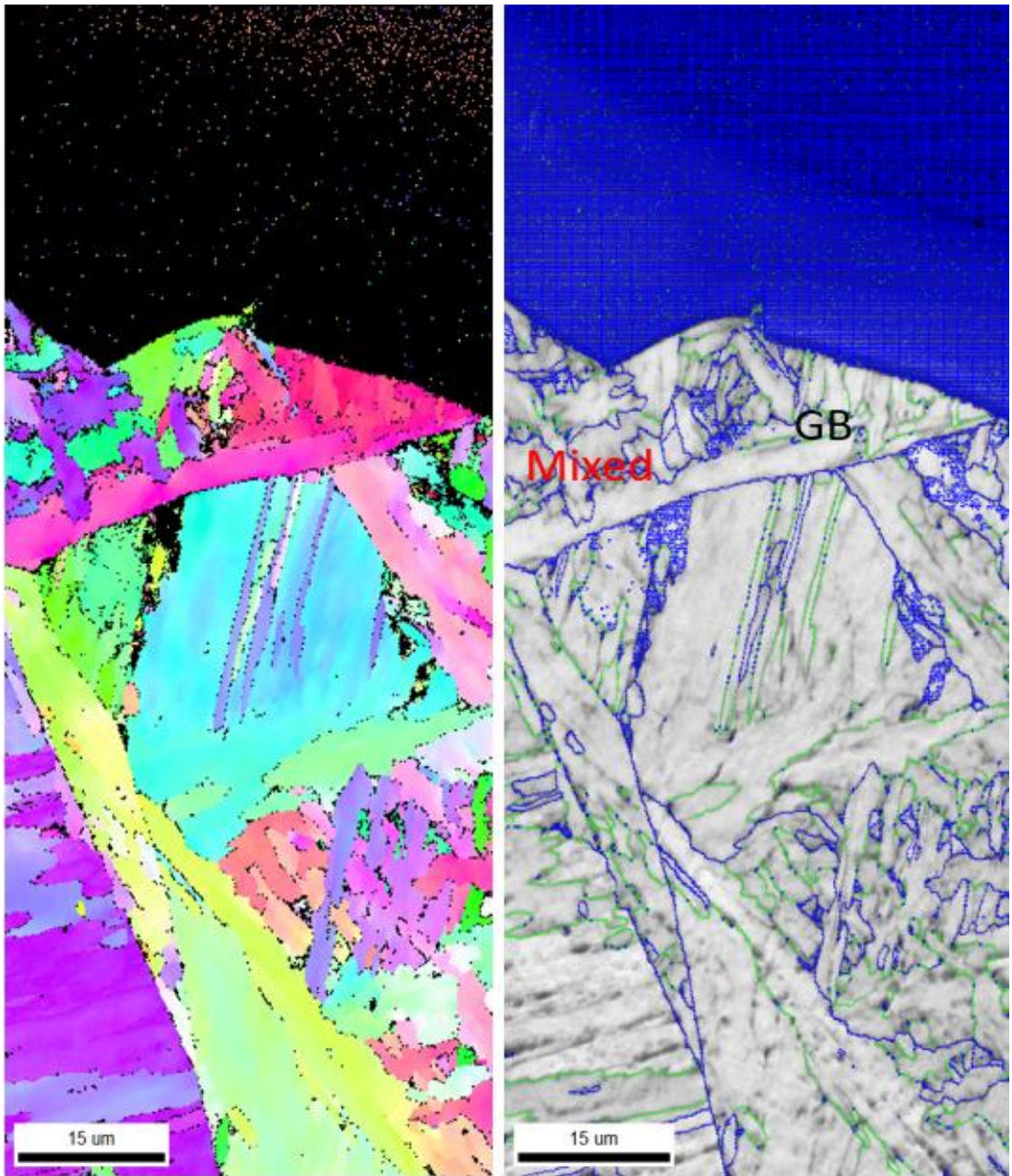


Fig 4-10. EBSD micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the V(H) specimen

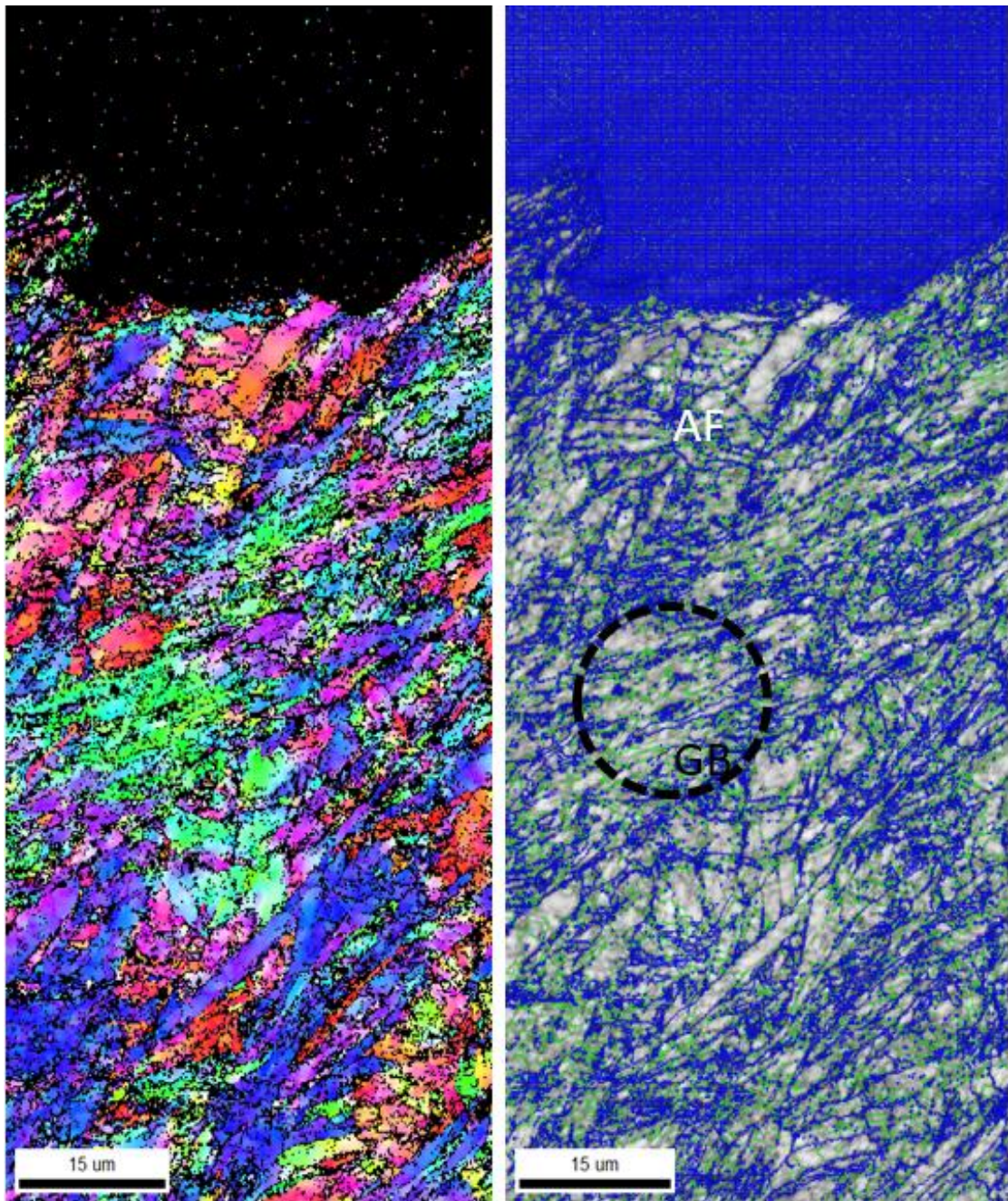


Fig 4-11. EBSD micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the Base(H) specimen

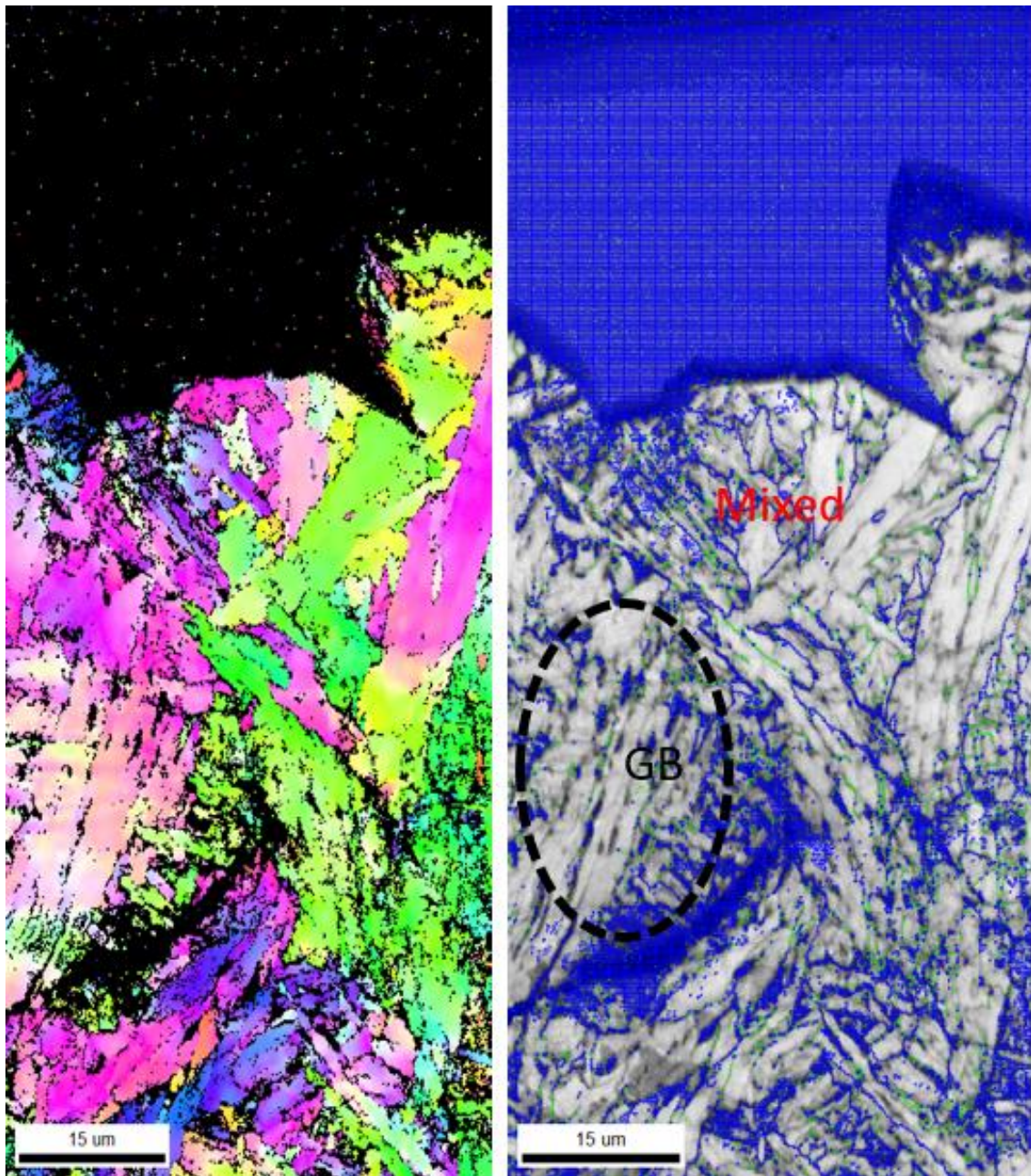


Fig 4-12. EBSD micrographs of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of the Charpy impact test fractured at -40°C for the B(H) specimen

5. 고찰

5.1. 모재 미세조직과 기계적 특성에 미치는 V과 B의 영향

바나듐(V)을 더 첨가하면 탄소 당량이 증가한다. 탄소 당량의 증가는 오스테나이트를 안정화시켜서 저온변태조직의 형성을 유도하며, 이차상인 M-A 등을 잘 형성한다. 또한 Fig 5-1 및 Fig 5-2와 같이 바나듐(V)은 탄질화물(VN, VC) 형성원소이기 때문에 고착(Pining) 효과가 있으므로 결정립 미세화시킬 수 있고 석출물(VN, VC)에 의해 AF(acicular ferrite) 핵형성 자리가 작용할 수 있다^[17,18]. 따라서 TTT(Time Temperature Transformation)곡선의 변화는 Fig 5-3과 같이 나타났다.

Fig 5-2와 같이 보론(B)은 오스테나이트계에 편석이 일어나며, 오스테나이트계 안정화 원소로 작용하여 저온변태조직의 형성을 유도하며, 이차상인 M-A 등을 잘 형성한다. 또한 GB와 BF는 결정립계에 의해 성장해 나가기 때문에 오스테나이트계 안정화되면 AF(acicular ferrite) 형성에 큰 도움을 준다^[19,20]. 따라서 TTT(Time Temperature Transformation)곡선의 변화는 Fig 5-3과 같이 나타났다.

이러한 이유 때문에 Fig 5-4과 같이 바나듐(V)가 더 첨가된 V 강과, 보론(B)를 12ppm로 첨가된 B 강은 Base 강에 비해 AF와 이차상의 분율이 높다. 바나듐(V)은 고착 효과가 있기 때문에 V 강의 결정립 크기가 세 강재 중에 가장 작다.

V 강은 Base 강에 비해 GB 분율이 낮지만, 이차상 분율 높으며 결정립 크기도 작다. B 강은 V 강에 비해 이차상 분율이 높지만 GB 분율이 낮으며, 결정립 크기도 크다. 그래서 오차 범위에서 세 강재는 인장 강도와 비커스 경도가 비슷한 수준이다.

하지만, Fig 5-5와 같이 V 강은 결정립 크기 매우 작기 때문에 0~-80°C까지 샤르피

충격 에너지를 크게 감소하지 않으며, B 강은 AF 분율이 높지만, 2차상 분율 높아, 결정립 크기도 크기 때문에 0~-80°C까지 샤르피 충격 에너지를 크게 감소하였다. Base 강은 이차상 분율이 낮지만 조대한 GB 분율이 매우 높아 B 강보다 더 크게 감소하였다.

이는 V 강과 B 강에 비하면, V 강은 AF 분율이 낮지만 이차상 분율이 낮고 결정립 크기도 작기 때문이고, B 강은 Base 강에 비해 이차상 분율이 높지만 AF 분율이 높고 결정립 크기도 작기 때문이다.

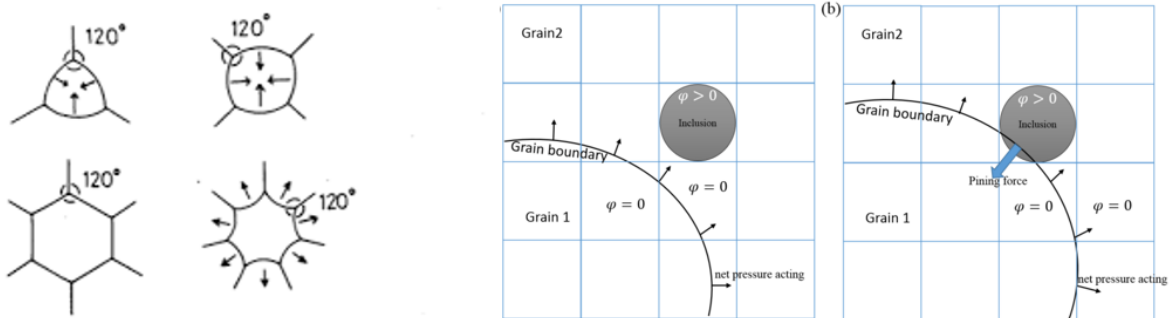


Fig 5-1. Schematic illustration of pinning effect

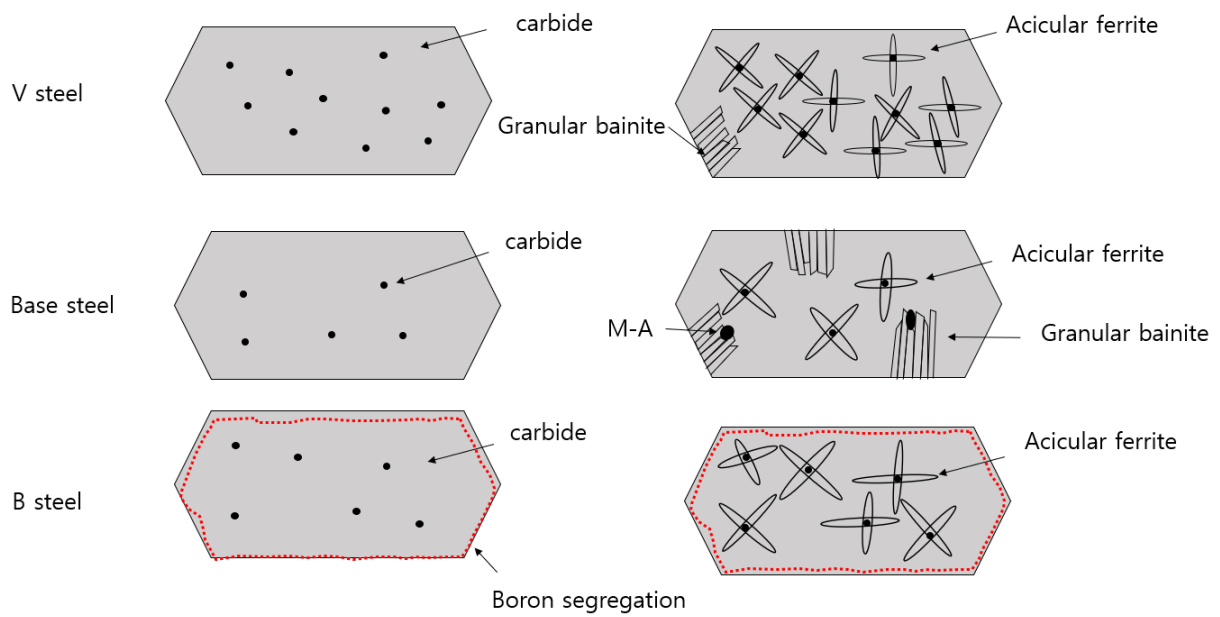


Fig 5-2. Effects of vanadium and boron on phase transformation

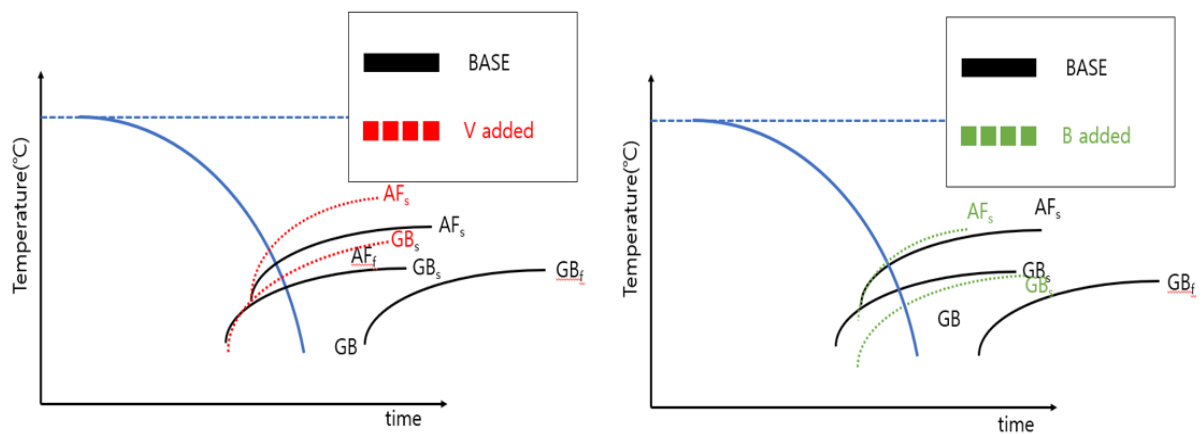


Fig 5-3. Effects of vanadium and boron on TTT curve

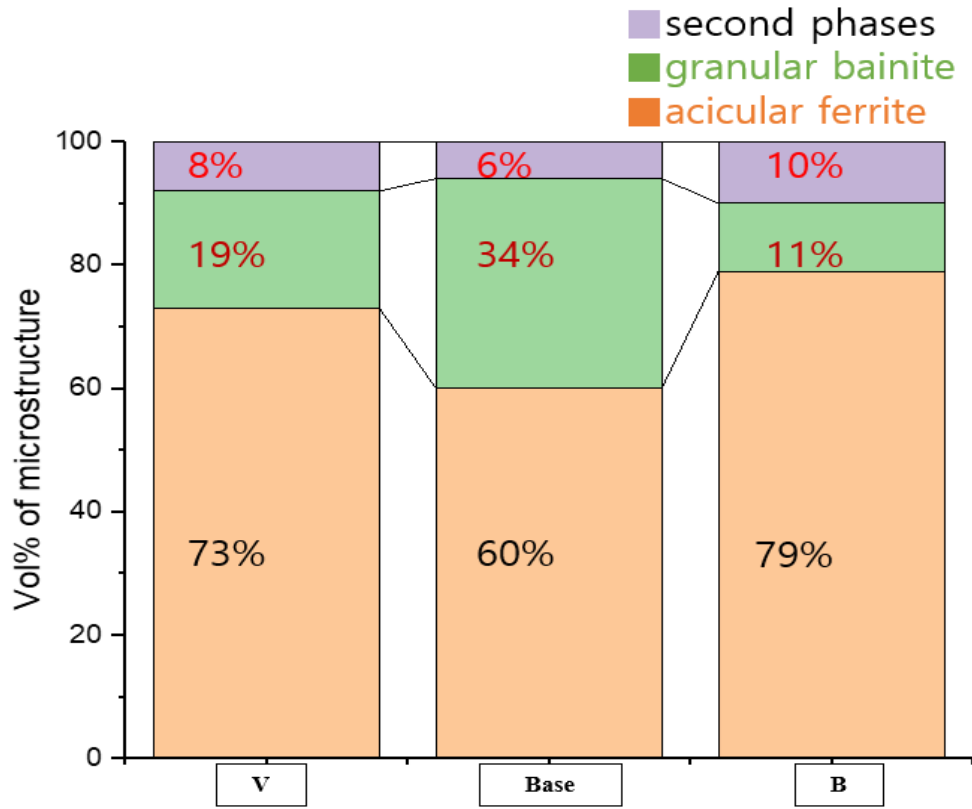


Fig 5-4. The volume fraction of microstructure of the steels

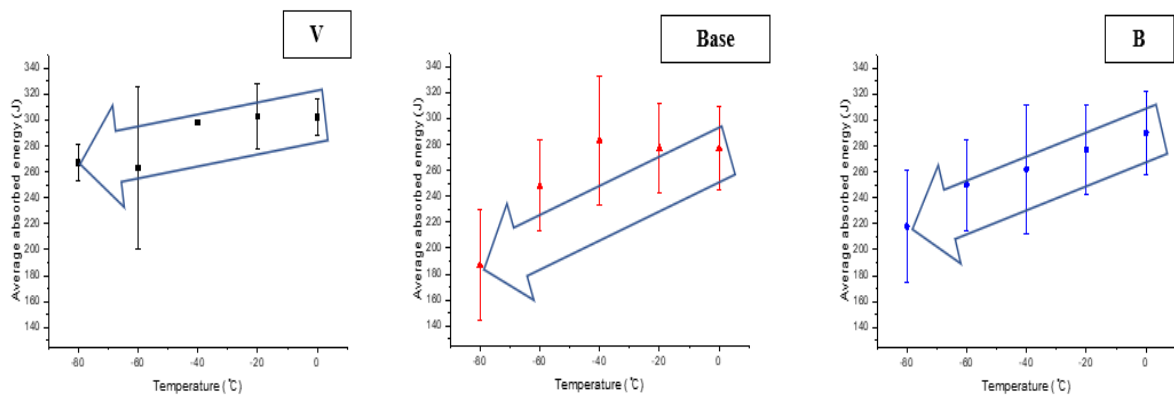


Fig 5-5. Charpy impact properties of the steels

5.2. CGHAZ 미세조직과 기계적 특성에 미치는 V과 B의 영향

Fig 5-7과 같이 화학 조성에 따라 형성되는 모재의 미세조직이 다르기 때문에 열영향부 모사 시편의 미세조직도 달라진다. Fig 5-6 및 Table 5-1 과 같이 바나듐(V)의 함량이 높은 V 강은 V 강은 모재의 결정립 크기가 세 강 중에 제일 작기 때문에 V(H) 시편의 모상 오스테나이트 결정립 크기(PAGS, Prior austenite grain size)가 68~132 μm 로 제일 작다. 보론(B)을 12ppm로 첨가된 B 강은 V 강에 비해 모재의 결정립 크기가 크지만 AF 분율이 높기 때문에 B(H) 시편의 PAGS가 79~161 μm 로 V(H) 시편의 PAGS 시편의 크기인 68~132 μm 보다 크지만, Base(H) 시편의 PAGS 크기인 140~262 μm 보다는 훨씬 작다. Fig 5-6 및 Table 5-1 과 같이 Base 강은 모재의 미세조직이 세 강 중에 GB분율이 가장 높고 결정립 크기가 가장 크기 때문에 열영향부 모사 후의 PAGS가 B(H) 시편과 Base(H) 시편에 비해 100 μm 이상으로 크다.

CGHAZ는 높은 피크 온도를 거치면서 오스테나이트 결정립 크기가 조대화되는 동시에 빠르게 냉각된다. 빠른 냉각속도로 인해 페라이트 형성을 억제하고 조대한 베이나이트 형성이 촉진된다. 이로 인해 조대한 베이나이트 조직이 형성되는 CGHAZ의 샤르피 충격 인성이 악화될 수 있다고 알려져 있다. 하지만 Fig 5-7과 같이 PAGS가 감소할수록 베이나이트 조직의 핵 생성 자리로 작용하는 오스테나이트 입계면적이 증가한다. 이를 통해 조대한 베이나이트 형성을 억제하고 오스테나이트 결정립 안에 탄질화물로부터 사방향으로 형성된 AF를 촉진하여 CGHAZ 샤르피 충격 인성을 향상될 수 있다^[34,35]. 또한 빠른 냉각속도 조건에서 모상결정립 크기(PAGS)가 크다면 탄소가 오스테나이트 입계로 확산될 수 있는 충분한 시간이 주어지지 않는다. 따라서 충분히 확산되지 않아 핵 생성에 작용하지 못하는 탄소는 오스테나이트 입내에서 탄화물로 석출될 가능성이 높아진다. 투과전자현미경(TEM, Transmission Electron Microscope)으로

Base(H) 시편의 모상 오스테나이트 결정립계(PAGB, prior austenite grain boundary)내부의 탄화물을 관찰하고, TEM 관찰 결과를 오류! 참조 원본을 찾을 수 없습니다.에 나타내었다. Base(H) 시편의 TEM관찰결과를 보았을 때, PAGB 내부에 탄화물이 다량으로 존재하는 것을 확인하였다.

이런 미세한 탄화물들이 AF(acicular ferrite)의 불균일 핵생성 자리로 작용하여 AF의 형성을 촉진한다. 상기한 상변태 메커니즘을 Fig 5-7에 모식도로 정리하였다.

PAGS 영향과 빠른 냉각속도 하에서 PAGB내에 형성되는 탄화물의 영향이 같이 작용하여 Fig 5-9과 같이 Base(H) 시편의 AF 분율이 82%로 나타났다. V(H) 시편은 PAGS가 작기 때문에 빠른 냉각속도에서 베이나이트 형성을 촉진하여, Fig 5-9과 같이 GB 분율은 32%, BF 분율은 17%, BF+GB는 51%로 나타났다. B(H) 시편은 PAGS가 V(H) 시편보다 크며, 12ppm의 B원소를 첨가하여 경화능을 향상시켜서 Fig 5-9과 같이 AF+GB, AF+BF, AF+GB, GB+BF로 다양한 조직을 혼합적으로 나타냈다^[36, 37].

CGHAZ 시편의 비커스 경도는 Fig 5-10과 같이, B(H) 시편의 혼합 조직 영역에서는 일부에서 M가 형성되기 때문에 비커스 경도가 세 시편중에 가장 높다. Base(H) 시편은 GB와 BF의 분율이 낮지만, 결정립 크기가 매우 작기 때문에 V(H) 시편보다 비커스 경도가 높다.

V(H) 시편의 혼합 조직 영역에서는 GB+BF로 치밀하게 구성되었지만, Fig 4-10과 같이 베이나이트는 아결정립(sub-grain)들이 특정한 방향으로 배열된 조대한 패킷을 가지며, 여러상이 혼합된 Mixed 영역 역시 특정한 방향으로 치밀하게 형성되는 형상을 가진다. 그리고 V(H) 시편의 GB와 BF의 분율이 많기 때문에 Fig 5-11과 같이 -40°C에서 평균 샤르피 흡수 에너지는 10J로 나타났다.

B(H) 시편의 혼합 조직 영역에서는 Fig 4-12과 같이 일부에서는 고경각 입계를 갖는 미세한 AF가 존재하기 때문에 Fig 5-11과 같이 B(H) 시편의 샤르피 흡수 에너지의 편차가 210J 이상으로 매우 크다.

Base(H) 시편은 AF가 82%로 구성되었기 때문에 -40°C에서 평균 샤르피 흡수 에너지는 175J로 세 시편 중에 제일 높으며, 샤르피 충격 시험시에서는 노치 부위에 18%의 GB과 BF를 맞추면 샤르피 흡수 에너지 낮게 나타날 수 있기 때문에 Base(H) 시편의 샤르피 흡수 에너지의 편차가 클 수도 있다.

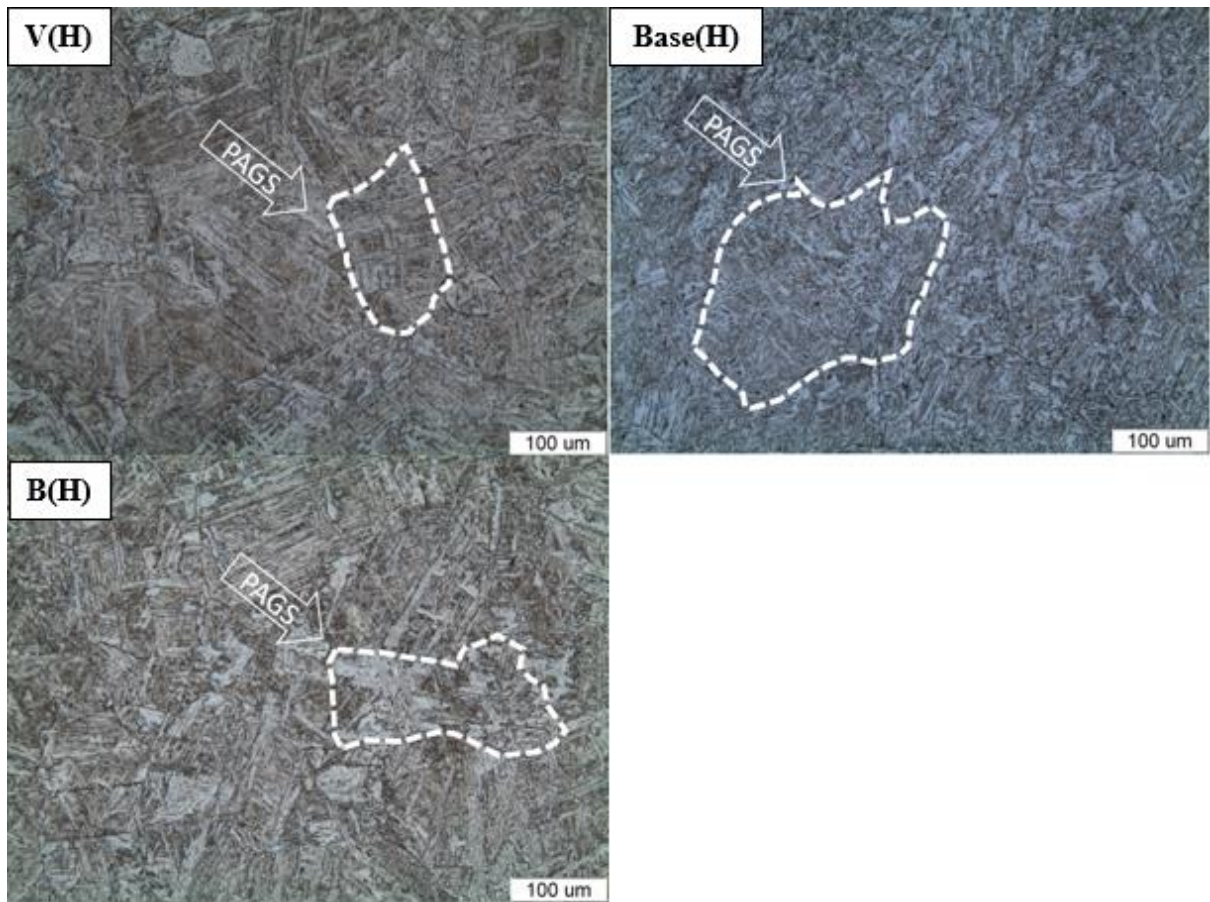


Fig 5-6. Optical microstructures of the HAZ specimen

Table 5-1 . Prior austenite grain size of the HAZ specimens

Specimen	Prior Austenite Grain size(μm)
V(H)	68-132
Base(H)	140-262
B(H)	79-161

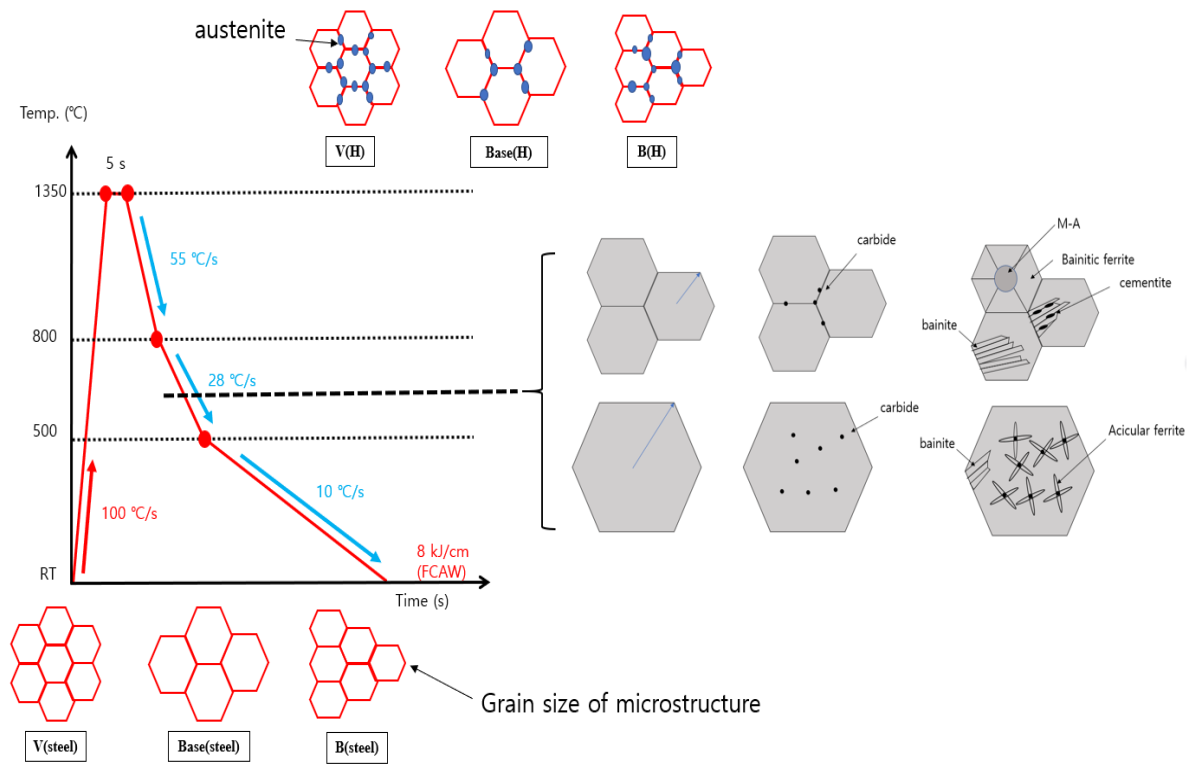


Fig 5-7. Phase transformation process of the steels during HAZ simulation

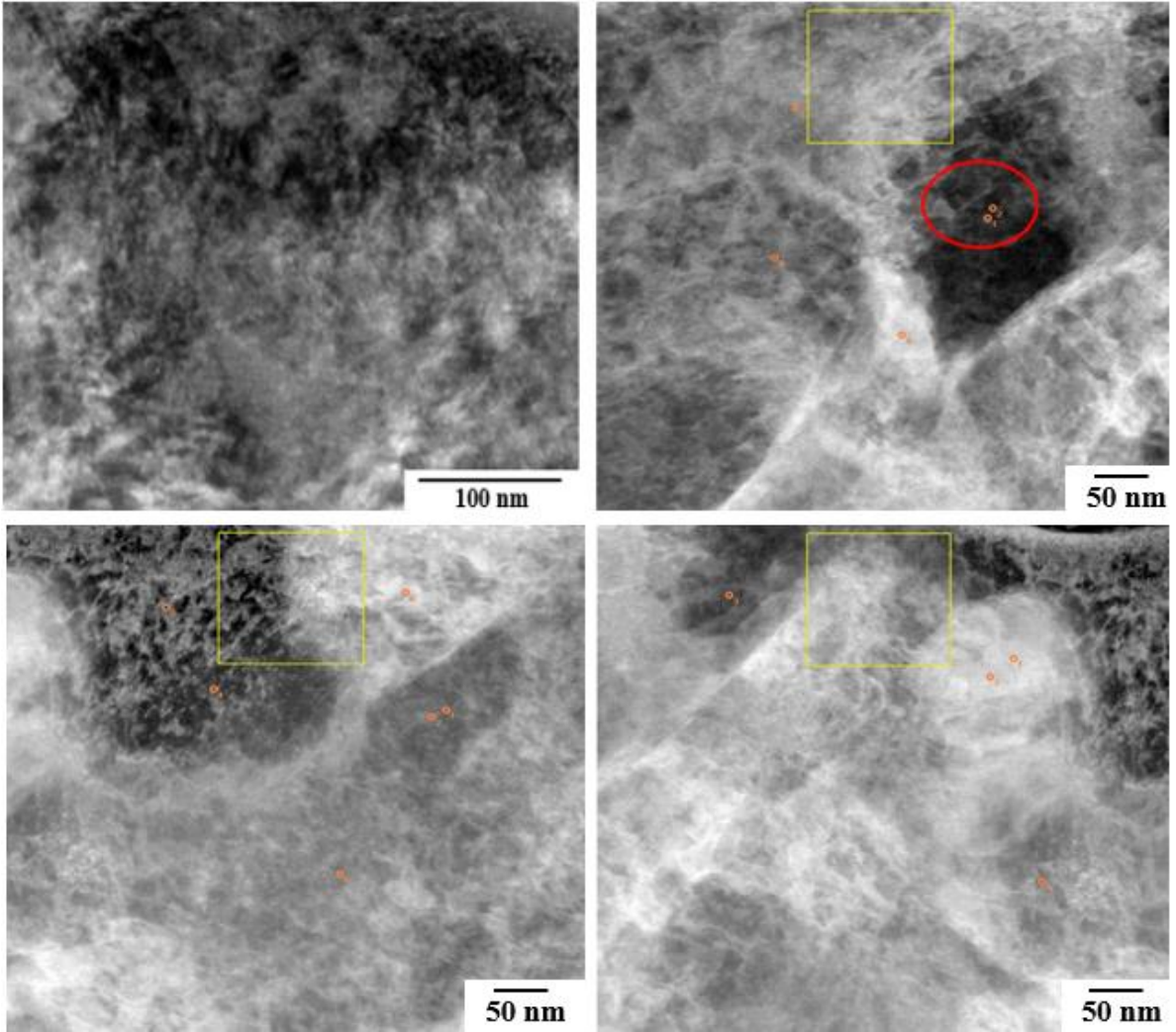


Fig 5-8. Carbides of the Base(H) specimen

Table 5- 2 . Chemical composition analysis of carbides of the Base(H) specimen

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor	Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
C(K)	3.33	13.83	0.36	0.28	3.601	C(K)	0.79	3.24	0.15	0.28	3.601
Al(K)	0.06	0.11	0.04	0.92	1.030	F(K)	6.51	16.83	0.35	0.63	1.573
V(K)	0.24	0.24	0.07	0.99	1.286	Si(K)	0.32	0.56	0.05	0.92	1.000
Mn(K)	1.87	1.69	0.17	0.99	1.372	V(K)	0.00	0.00	100.00	0.99	1.286
Fe(K)	92.89	82.94	1.15	0.99	1.401	Mn(K)	2.15	1.92	0.13	0.99	1.372
Ni(K)	1.01	0.86	0.13	0.99	1.508	Fe(K)	77.92	68.44	0.99	0.99	1.401
Nb(L)	0.00	0.00	0.12	0.91	2.615	Ni(K)	0.41	0.34	0.08	0.99	1.508
Mo(L)	0.56	0.29	0.14	0.92	2.613	Cu(K)	9.45	7.29	0.37	0.99	1.663
						Se(L)	1.02	0.63	0.10	0.90	2.733
						Nb(L)	0.00	0.00	100.00	0.91	2.615
						Mo(L)	1.39	0.71	0.11	0.92	2.613

Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor	Element	Weight %	Atomic %	Uncert. %	Correction	k-Factor
F(K)	5.70	15.24	0.35	0.63	1.573	F(K)	22.02	45.31	0.53	0.63	1.573
Si(K)	0.29	0.53	0.04	0.92	1.000	Si(K)	0.00	0.00	100.00	0.92	1.000
V(K)	0.01	0.01	0.05	0.99	1.286	S(K)	0.11	0.14	0.04	0.93	1.021
Mn(K)	1.78	1.64	0.12	0.99	1.372	V(K)	0.19	0.14	0.06	0.99	1.286
Fe(K)	81.75	74.31	0.98	0.99	1.401	Mn(K)	1.31	0.93	0.13	0.99	1.372
Ni(K)	0.98	0.85	0.08	0.99	1.508	Fe(K)	76.34	53.45	0.88	0.99	1.401
Cu(K)	8.85	7.06	0.35	0.99	1.663	Ni(K)	0.00	0.00	100.00	0.99	1.508
Nb(L)	0.19	0.10	0.11	0.91	2.615	Nb(L)	0.00	0.00	100.00	0.91	2.615
Mo(L)	0.41	0.21	0.11	0.92	2.613	Mo(L)	0.00	0.00	100.00	0.92	2.613

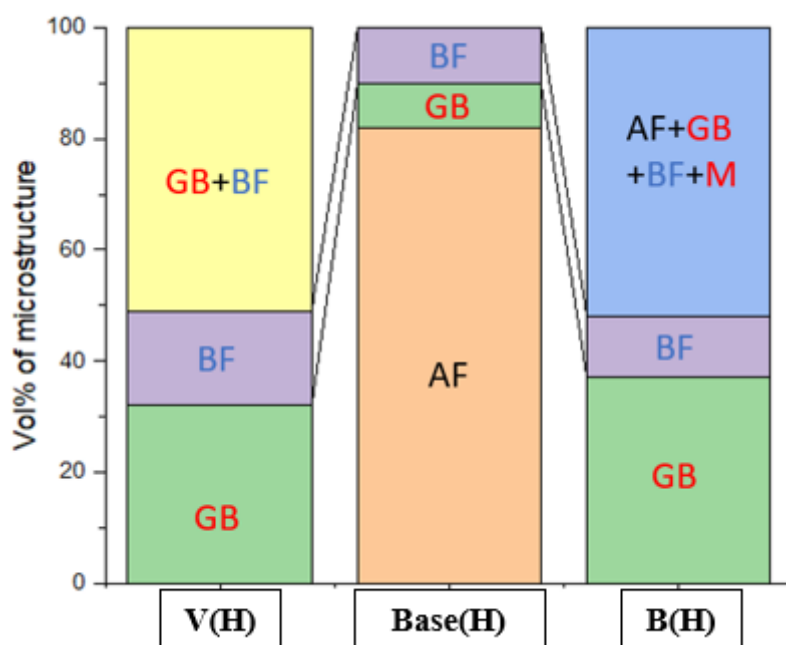


Fig 5-9. Volume fraction of microstructure of the HAZ specimens

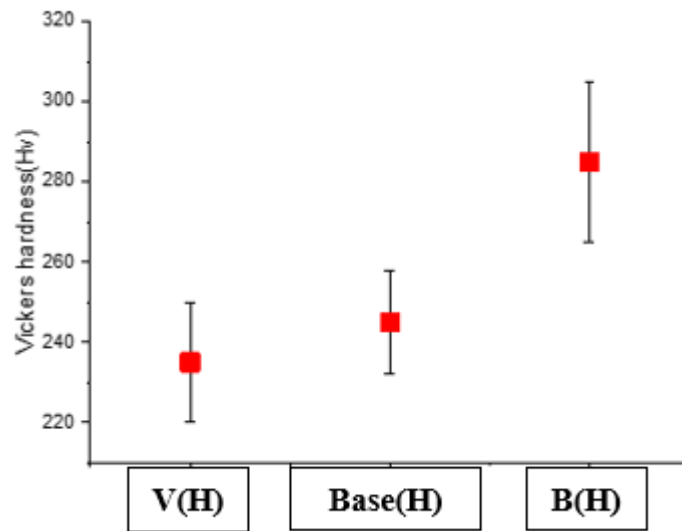


Fig 5-10. The Vickers hardness test results of the HAZ specimen

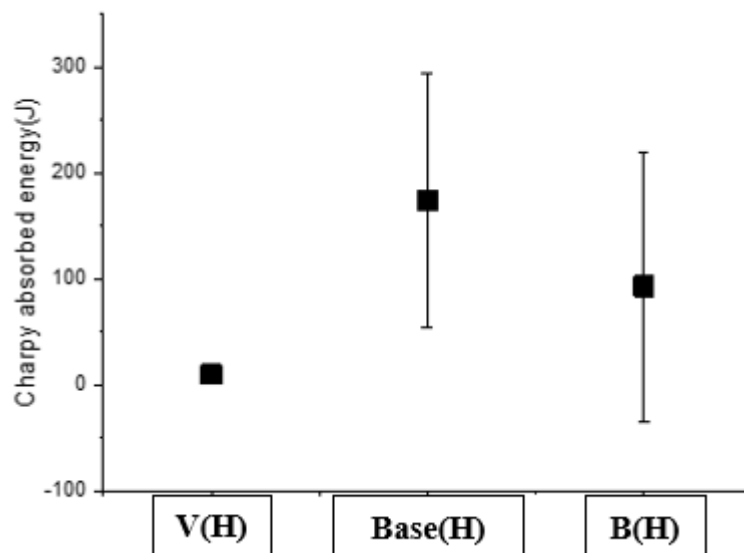


Fig 5-11. Charpy absorbed energy at -40°C of the HAZ specimens

6. 결론

(1) Base 강은 이차상 분율이 가장 낮지만, 조대한 GB의 분율이 제일 높기 때문에 평균 샤르피 충격 에너지가 가장 낮다. 바나듐(V) 함량의 높은 V 강은 Base 강에 비해 GB 분율이 낮지만, 이차상 분율 높으며 결정립 크기도 작다. 바나듐(V)의 첨가는 오스테나이트를 안정화시켜서 이차상인 M-A 등의 형성에 도움을 준다. 또한 바나듐(V)의 첨가로 형성된 탄질화물(VN, VC)은 전위의 고착 효과와 AF 핵 형성에 도움을 주기 때문에, AF과 이차상을 잘 형성되고 결정립 크기도 감소시킨다.

(2) 보론(B)이 첨가된 B 강은 V 강에 비해 이차상 분율이 높지만 GB 분율이 낮으며, 결정립 크기도 크다. 보론(B)의 첨가는 오스테나이트를 안정화시켜서 이차상인 M-A 등의 형성에 도움이 되고, GB와 BF의 형성을 억제하고 AF의 형성을 촉진한다. B 강은 AF 분율이 가장 높지만, 2차상 분율도 가장 높고, 결정립 크기도 V 강보다 크기 때문에, 평균 샤르피 충격 에너지는 V 강에 비하여 낮다.

(3) 빠른 냉각 속도를 갖는 HAZ 모사 조건에서 모상 오스테나이트 결정립 크기(PAGS, Prior austenite grain size)가 증가하면, 조대한 패킷을 갖는 베이나이트의 형성이 억제되고 오스테나이트 결정립 내부에 핵 형성이 촉진되어 AF가 잘 형성된다. Base(H) 시편의 PAGS는 140~262 μm 로 크기 때문에 AF 상분율이 82%로 높으며, V(H)와 B(H) 시편의 PAGS는 작기 때문에 조대한 패킷을 갖는 베이나이트계 조직이 높은 분율로 형성되었다.

(4) Base(H) 시편은 높은 AF 상분율이 가져서 -40°C 에서 평균 샤르피 충격 에너지는 175J로 우수하게 나타났으며, 조대한 GB와 BF 분율이 낮기 때문에 비커스 경도는 가장 낮다. B(H) 시편은 AF가 일부에서만 존재하기 때문에 샤르피 충격 에너지의 편차가 크다. 또한 조대한 GB와 BF 분율이 높고 M가 일부 영역에서 존재하기 때문에 비커스 경도는 가장 높다. V(H) 시편은 조대한 GB와 BF로 기지 조직이 대부분 구성되기 때문에, 평균 샤르피 충격 에너지는 10J로 가장 낮다. 비커스 경도는 Base(H) 시편보다 높지만, B(H) 시편보다 낮다.

영문 요약

In this study, three kinds of thick plate steels were fabricated by controlling the contents of vanadium(V) and boron(B). In all the base metals, acicular ferrite constitutes the main microstructure. As V was added, the granular bainite fraction decreased and the second phases fraction increased. Compared to the V-added specimen, the GB fraction was further reduced and the second phases fraction was further increased in the B-added specimen. The Vickers hardness, yield strength, tensile strength, and elongation of all the specimens are similar. Charpy absorbed energy increased as V and B were added. In the V-added specimen, the Charpy absorbed energy decreases slightly as the temperature decreases, while the Charpy absorbed energy of the B-added specimens decreases significantly as the temperature decreases. The main microstructure of the HAZ specimens is AF. The V-added HAZ specimen had a high volume fraction of GB and BF, and the B added HAZ specimen had a high volume fraction of M. The B-added HAZ specimen had higher Vickers hardness than the V-added HAZ specimen. The Charpy absorbed energy of HAZ specimens was lower as V and B were added.

참고 문헌

1. D. S. Liu, Q. L. Li and T. Emi, *Metall. Mater. Trans. A*, 42, 1349 (2011).
2. Y. L. Zhou, T. Jia, X. J. Zhang, Z. Y. Liu and R. D. K. Misra, *Mater. Sci. Eng., A*, 626, 352 (2015).
3. B. L. Bramfitt and J. G. Speer, *Metall. Trans. A*, 21, 817 (1990).
4. M. Chapa, *ISIJ Int.*, 42, 1288 (2002).
5. A. D. Schino and C. Guarnaschelli, *Mater. Lett.*, 63, 1968 (2009).
6. A. D. Schino, L. Alleva and M. Guagnelli, *Mater. Sci. Forum*, 860, 715 (2012).
7. C. Yu, T. C. Yang, C. Y. Huang and R. K. Shiue, *Metall. Mater. Trans. A*, 47A, 4777 (2016).
8. S. K. Dhua, D. Mukerjee and D. S. Sarma, *Metall. Mater. Trans. A*, 32A, 2259 (2001).
9. B. Hwang, C. G. Lee and S. J. Kim, *Metall. Mater. Trans. A*, 42A, 717 (2011).
10. T. C. Yang, C. Y. Huang, T. C. Cheng, C. Yu and R. K. Shiue, *Adv. Mater. Res.*, 936, 1312 (2014).
11. G. Heigl, H. Lengauer and P. Hodnik, *Steel Res. Int.*, 79, 931 (2008).
12. B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim and D. Y. Lee, *Metall. Trans. A*, 22A, 139 (1991).
13. N. Yurioka, *Weld. World*, 35, 375 (1995).

14. R. E. Dolby, *Weld. Res. Int.*, 7, 298 (1977).
15. Y. U. Zhang, X. Li and H. Ma, *Metall. Mater. Trans. B*, 47, 2148 (2016).
16. X. L. Wang, Y. T. Tsai, J. R. Yang, Z. Q. Wang, X. C. Li, C. J. Shang and R. D. K. Misra, *Weld World*, 61, 1155 (2017).
17. *Materials Science and Engineering A* 499 (2009) 182–186
18. *Materials Science & Engineering A* 577(2013)161–168
19. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A VOLUME 43A, OCTOBER* (2012),3703
20. *Materials Characterization* 116 (2016) 65–75
21. *Journal of Welding and Joining* 4(2), 1986.6, 1-11 (11 pages)
22. *Revue de Métallurgie* 108, 283–294 (2011)
23. *Atlas for Bainitic Microstructures*, ISIJ, Tokyo, 1 (1992)
24. D. W. Oh, D. L. Olson, and R. H. Frost, *Weld. J.* 70, 158-s (1990).
25. H. W. Lee, *Weld. J.* 85, 135-s (2006).
26. *Front of Research on Behavior of Boron in Steels*, ISIJ, Tokyo (2003).
27. *Structure and Properties of Engineering Alloys* 개정판 한봉희 역
28. 2019 한국선급규정 제2편 재료 및 용접
29. J.T. Bowker, J.T. McGrath, J.A. Gianetto, and M.W. Letts: *Int. Conf. on Welding*

Failure, Abington, Cambridge, TWI, 21 (1988) 173

30. K.H. Kim and E.P. Yoon: *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 7 (1989) 30

31. S. Dionne, M.R. Krishnadev, L.E. Collins, and J.D. Boyd: in *Accelerated Cooling of Rolled Steel*, P.D. Southwick, ed., TMS, Warrendale, PA, (1986) pp. 71-84.

32. D. H. Seo, N. H. Heo, and H. C. Lee, *Met. Mater. Int.* 3, 118 (1997).

33. J. R. Low, Jr., *Relation of Properties to Microstructure*, ASM, Metals Park, OH, (1954) pp. 163.

34. *Acta Materialia* 97 (2015) 380–391.

35. *Materials Science & Engineering A* 577 (2013) 161–168

36. *Materials Science & Engineering A* 559 (2013) 178–186.

37. *Materials Characterization* 116 (2016) 65–75.

38. T. Araki, *Atlas for Bainitic Microstructures*, p. 1, ISIJ, Tokyo, Japan (1992).

39. G. Krauss and S.W. Thompson, *ISIJ Int.*, 35, 937 (1995).

40. H. K. D. H. Bhadeshia, *Mater. Sci. Eng., A*, A378, 34 (2004).

41. D. Deng and S. Kiyoshima, *Comp. Mater. Sci.*, 62, 23 (2012).

42. H. Qiu, M. Enoki, Y. Kawaguchi and T. Kishi, *ISIJ Int.*, 40, 34 (2000).