



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

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

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



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

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

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

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

[Disclaimer](#)

공 학 석 사 학 위 논 문

선급용 강재의 용접 열영향부 미세조직과
저온균열에 미치는 탄소당량과 예열온도의
영향

Effect of Carbon Equivalent and Preheating
Temperature on Microstructure and Cold
Cracking in TMCP Steel Heat Affected Zone

울산대학교 대학원
중공업융합기술공학과
최 영 식

선급용 강재의 용접 열영향부 미세조직과
저온균열에 미치는 탄소당량과 예열온도의
영향

지도교수 이정구

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함

2018년 12월

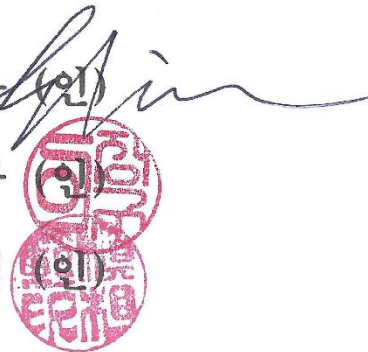
울산대학교 대학원
중공업융합기술공학과
최영식

최영식의 공학석사학위 논문을 인준함

심사위원 신 상 용 (인)

심사위원 이 정 구 (인)

심사위원 신 상 범 (인)

Handwritten signatures and red circular seals of the reviewers. The top signature is for Shin Sang-yeon, the middle for Lee Jeong-gu, and the bottom for Shin Sang-beom. Each signature is accompanied by a red circular seal containing the reviewer's name in Korean characters.

울산대학교 대학원

2018년 12월

국문 요약

선박의 대형화에 따라 선박에 가해지는 하중의 증가로 인해 선박에 사용되는 강재의 기계적 물성 향상이 요구된다. 이를 만족시키기 위해서 과거에는 합금원소를 첨가하는 방법으로 강재를 제조하였다. 하지만 이러한 방식의 합금원소 함량의 증가는 탄소당량(Carbon equivalent, Ceq)을 증가시키고, 용접성을 떨어뜨리고 용접 시 추가적인 예열 및 후열공정을 필요로 한다. 이러한 합금원소에 의한 단점을 보완하기 위해 개발된 강재가 바로 TMCP(Thermo mechanical controlled Process)공정을 이용한 HSLA(High Strength Low Alloy) 강재이다. 이러한 TMCP강재는 기존의 강재와 합금원소의 함량이 줄어든 것이 특징인데, 이러한 합금원소 함량의 감소에 의해 저온 균열 감수성이 줄어들었다. 하지만 이에 따른 강재의 저온균열 감수성의 평가에 대한 연구가 미비하다. 이와 함께 기존의 예열온도 판단에 대한 연구가 진행되었으나 이러한 연구들에서 제시하는 저온균열 감수성을 평가하기 위한 지수로 사용되는 Ceq, Pcm, CEN, CET 지수는 일정 수준의 경향성만 확인되며, 산정된 예열온도의 편차가 매우 크기 때문에 예측 가능할 정도의 지표로 활용되기는 힘들다.

이러한 점을 고려하여 본 연구에서는 4종의 선급용 TMCP강재에 대하여 예열온도에 따른 열영향부 미세조직의 변화를 관찰하고, 이에 따른 적정 예열온도를 선정해 보고자 하였다. 이를 위해 서로 다른 함량의 탄소당량과 탄소함량을 가지는 4종의 강재를 준비하였으며 저온균열 감수성을 비교하기 위하여 Y-groove test를 진행하였다. 용접기법은 FCAW를 사용하였으며 입열량은 8kJ/cm으로 고정하고 예열온도는 20, 50, 80, 110, 140°C로 변화시키며 실험을 수행하였다.

탄소당량이 감소하거나 예열온도가 증가함에 따라 취성 조직인 마르텐사이트의 분율이 감소하고 베이나이트와 침상형 페라이트의 분율이 증가하였다. 이에 따라 저온균열 감수성이 감소하였다. 저온균열 관찰 결과, 모든 균열은 용접 열영향부의 마르텐사이트에 위치하였다. 마르텐사이트의 분율이 낮더라도 마르텐사이트 단상의 경도가 높으면 저온균열이 발생하였으며, 마르텐사이트의 경도가 낮으면 상대적으로 마르텐사이트 분율이 높더라도 저온균열 발생 억제 가능성이 가능하였다. 이를 통하여 마르텐사이트 분율과 경도를 동시에 고려한 접근을 시도하였다. 그 결과, 저온균열 발생 여부에 대한 높은 일치성이 확인되었다. 마르텐사이트 분율 및 경도에 영향을 미치는 인자

인 C_{eq} , C 에 해당함으로 상기 두 가지 변수를 고려하였을 때 합리적인 적정 예열 온도 산정이 가능할 것으로 판단되며 본 연구에서는 이러한 점을 고려한 새로운 예열 온도 선정 방법에 대하여 고찰하였다.

목차

1. 서론	14
1.1. 연구 배경	14
1.2. 연구 목적	15
2. 이론적 배경	18
2.1 TMCP steel 제조공정	18
2.2 HAZ(Heat affected zone) 미세 조직	23
2.3 저온 균열	28
2.4 예열(Preheating)	42
3. 실험 방법	51
3.1 실험재료	51
3.2 저온균열 시험	53
3.3 미세 조직 관찰	56
3.4 파면 관찰	56
3.5 경도 측정	56
3.6 딜라토미터 실험	57
3.7 확산성 수소 측정	57
4. 실험 결과	59
4.1 미세조직	59

4.2	저온균열 시험결과.....	69
4.3	딜라토미터 실험 결과.....	75
4.4	파면, 파단면 분석 결과.....	82
4.5	경도 데이터.....	91
5.	고찰	93
5.1	HAZ 미세조직에 미치는 화학조성과 예열온도의 영향	93
5.2	HAZ 미세조직과 경도의 상관관계.....	95
5.3	HAZ 미세조직과 저온균열의 상관관계.....	97
5.4	HAZ 저온균열 제어를 위한 예열온도 산정	99
6.	결론	105
7.	참고 문헌	109

List of Figures

Fig. 1-1. Types and ratios of welds in shipbuilding

Fig. 1-2. Welding current and welding speed according to welding technique

Fig. 2-1. Schematic diagram of conventional hot rolling process

Fig. 2-2. Comparison of microstructure of (a) as-rolled and (b) normalized steel plate

Fig. 2-3. Typical normalizing temperature range

Fig. 2-4. Schematic diagram of normalizing heat treatment process

Fig. 2-5. Schematic diagram of TMCP process

Fig. 2-6. Schematic diagram of accelerated cooling

Fig. 2-7. Classification of heat affected zone by temperature

Fig. 2-8. The schematic diagram of relationship between degree of supercooling and nucleation rate for various heterogeneous nucleation

Fig. 2-9. Schematic of cold crack occurrence factor and occurrence condition

Fig. 2-10. Schematic diagram showing (a) the propagation of hydrogen relative to the movement of the arc, the further diffusion of hydrogen in the sub-zones of the HAZ

Fig. 2-11. Hydrogen solubility as function of temperature and phase

Fig. 2-12. Schematic diagram illustrating subcritical crack growth involving hydrogen diffusion to hydrostatically stressed regions, then formation and fracture of a brittle hydride at a crack tip.

Figure 2-13. Schematic diagrams illustrating the HEDE mechanism, involving tensile separation of atoms owing to weakening of interatomic bonds by (i)

hydrogen in the lattice, (ii) adsorbed hydrogen, and (iii) hydrogen at particle-matrix interfaces

Figure 2-14. Schematic diagram illustrating the HELP mechanism, involving a microvoid-coalescence process, with plasticity localized and facilitated in regions of high hydrogen concentrations

Fig. 2-15. Schematic diagram illustrating the AIDE mechanism

Fig. 2-16. Schematic diagram illustrating the hybrid mechanisms and possible role of vacancies

Fig. 2-17. Residual stress of members in welded state (a) initial state, (b) intermediate member

Fig. 2-18. Micrograph showing the crack propagation across the grain boundary ferrite

Fig. 2-19. Micrograph showing the preferential crack propagation along the grain boundary ferrite

Fig. 2-20. Micrograph illustrating the branching and blunted crack (a) optical micrograph and (b) SEM micrograph

Fig. 2-21. Preheat temperature calculation chart of BS EN 1011-2 (a) $C_{eq} = 0.3(\text{scale A}) \sim C_{eq} = 0.46(\text{scale E})$ (b) $C_{eq} = 0.41(\text{scale A}) \sim C_{eq} = 0.52(\text{scale E})$

Fig. 2-22 Minimum preheat and inter-pass temperatures for three levels of restraint

Fig. 2-23. CEN correction depending on weld metal hydrogen

Fig. 2-24. CEN correction depending on weld heat input and CE(IIW)

Fig. 2-25. Yurioka master curve

Fig. 3-1. Schematic illustration of y-groove test specimen

Fig. 3-2. Measurement of bead height and crack height

Fig. 3-3 Schematic illustration of dilatometer test specimen

Fig. 3-4. Schematic illustration of dilatometer test condition

Fig. 4-1. Optical micrographs of the CGHAZ (a) CE-33H, (b) CE-35L, (c) CE-37H, and (d) CE-44L specimens, Nital etched

Fig. 4-2. Optical micrographs of the CGHAZ CE-33H (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

Fig. 4-3. Optical micrographs of the CGHAZ CE-35L (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

Fig. 4-4. Optical micrographs of the CGHAZ CE-37H (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

Fig. 4-5. Optical micrographs of the CGHAZ CE-44L (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

Fig. 4-6. Volume Fraction of microstructure of the CGHAZ measured by preheating temperature for (a) CE-33H, (b) CE-35L, (c) CE-37H, (d) CE-44L

Fig. 4-7. EBSD results of CE-33H in preheating temperature 50°C specimen; phase map

Fig. 4-8. EBSD results of CE-35L in preheating temperature 80°C specimen; phase map

Fig. 4-9. EBSD results of CE-37H in preheating temperature 140°C specimen; phase map

Fig. 4-10. EBSD results of CE-44L in preheating temperature 110°C specimen; phase map

Fig. 4-11. Penetration test picture of CE-33H, CE-35L

Fig. 4-12. Penetration test picture of CE-37H, CE-44L

Fig. 4-13. Optical micrographs of CE-33H, CE-35L measuring for crack ratio

Fig. 4-14. Optical micrographs of CE-37H, CE-44L measuring for crack ratio

Fig. 4-15. Cold crack ratio as function of preheating temperature by steels

Fig. 4-16. Preheating temperature at which the no cracks began

Fig. 4-17. Austenite grain size as function of heat treatment time

Fig. 4-18. Optical micrographs of the CGHAZ CE-35L for CGHAZ AGS measuring

Fig. 4-19. Optical micrographs of the CGHAZ CE-35L in 1050°C during 50minuite

Fig. 4-20. Optical micrographs of the CGHAZ CE-44L for CGHAZ AGS measuring

Fig. 4-21. Optical micrographs of the CGHAZ CE-44L in 1050°C during 50minuite

Fig. 4-22. CCT diagram for CE-44L

Fig. 4-23. CCT diagram for CE-35L

Fig. 4-24. Phase transformation volume fraction curve of (a) CE-44L, (b) CE-35L

Fig. 4-25. Dilatation curve as function of temperature for CE-44L in preheating temperature 80°C

Fig. 4-26. Fractographs of Y-groove specimens fractured at CE-33H specimen

Fig. 4-27. Fractographs of Y-groove specimens fractured at CE-37H specimen

Fig. 4-28. Fractographs of Y-groove specimens fractured at CE-44L specimen

Fig. 4-29. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-35L crack path

Fig. 4-30. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-37H crack path

Fig. 4-31. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-33H crack path

Fig. 4-32. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-44L crack path

Fig. 4-33. EBSD result of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for the CE-37H crack path at preheating temperature 50°C (a) image-quality (IQ) map, (b) grain color map, (c) inverse pole figure (IPF) map

Fig. 4-34. EBSD result of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for the CE-44L crack path at preheating temperature 80°C (a) image-quality (IQ) map, (b) grain color map, (c) inverse pole figure (IPF) map

Fig. 4-35. Vickers hardness of CGHAZ as function of preheating temperature by steels

Fig. 5-1. Schematic illustration of phase transformation according to chemical composition and cooling rate

Fig. 5-2. Hardness value of heat affected zone by preheating temperature and crack occurrence

Fig. 5-3. Martensite Vickers hardness as function of carbon contents

Fig. 5-4. Schematic illustration of cold crack propagation path in CGHAZ

Fig. 5-5. Crack occurrence as function of martensite hardness and volume fraction

Fig. 5-6. Martensite volume fraction as function of cooling rate

Fig. 5-7. Intercept value of CE-33H~CE-44L as function of C_{eq}

Fig. 5-8 Preheating calculation curve of steels as function of chemical composition

List of Tables

Table 2-1. Classification of heat affected zone by peak temperature

Table 2-2. Hydrogen scale

Table 3-1. Chemical compositions of the TMCP steels (wt.%)

Table 3-2. Chemical compositions of the welding consumable (wt.%)

Table 3-3. Y-groove test welding condition

Table 3-4. Wire exposure condition

Table 4-1. Martensite volume fraction by cooling rate

Table 4-2 Vickers hardness of martensite and bainite by steels

Table 5-1 Linearized slope values and intercept value of CE-33H to CE-44L

Table 5-2 Intercept value of CE-33H~CE-44L as function of C_{eq}

Table 5-3 Comparison of preheating temperature of actual and calculated value

1. 서론

1.1. 연구 배경

최근 선박의 경제적 효율성과 IMO(International Maritime Organization)의 환경 규제에 대응하여 선박의 대형화가 이루어지고 있다. 일례로 컨테이너 선박의 경우 1968년에 건조된 선박은 1530TEU(Twenty-foot Equivalent Unit)인데 비해 최근 건조된 선박의 경우 19000TEU이상의 적재 용량을 가진다. 이와 같이 선박의 대형화가 이루어지기 위해서는 대형선박을 짓기 위한 기술력이 필요하다. [1-3]

대형 선박 건조를 위한 기술력 중 하나인 강재의 높은 기계적 물성이다. 이를 만족시키기 위해서 과거에는 합금원소를 첨가하거나 열처리를 통해 강재를 제조하였다. [4] 하지만 이러한 방식의 합금원소 함량의 증가는 탄소당량(Carbon equivalent, Ceq)을 증가시키고, 용접성을 떨어뜨린다. 이에 따라 용접 시 추가적인 예열 및 후열공정을 필요로 한다. 이러한 합금원소에 의한 단점을 줄이기 위해 개발된 강재가 바로 TMCP(Thermo mechanical controlled Process)공정을 이용한 HSLA(High Strength Low Alloy) 강재이다.

조선소에서 생산성 극대화를 위해 가장 많이 사용되는 용접기법인 FCAW(Flux Cored Arc welding)의 경우 낮은 입열량 범위를 가져 빠른 냉각속도로 인해 HSLA강재를 사용함에도 불구하고 용접 열영향부에 취성조직이 형성된다. 취성조직과 함께 잔류응력, 확산성 수소의 복합적 작용에 의해 저온균열(Cold cracking)이 발생한다. [5-7]

저온균열은 용접부가 약 250°C 이하에서 상온까지 냉각된 이후에 발생하는 균열이다. 저온균열은 발생하기까지 수 시간에서 수십 시간까지 걸리게 되며, 이에 따라 저온균열은 지연 균열(Delayed crack)이라고도 한다. 또한 저온균열 발생 원인인 수소의 작용을 고려하여 수소유기균열(Hydrogen Assisted Crack, HAC)이라고도 한다. 앞서 언급했듯이 저온균열은 세가지 요인인 확산성수소, 용접 이음부의 구속도 또는 잔류응력, 용접 열영향부의 취성조직의 복합적 작용에 의해 발생한다. 확산성 수소는 주로 용접재료의 플럭스와 대기 중 수분에서 유입되어 용융된 용접금속의 수소고용도가 증가함에 따라 용융 용접 금속 내에 많은 수소가 용해된다. 이후에 용접부의

냉각속도는 매우 빨라 수소가 모두 방출되지 못하고 과포화 상태가 되고 용접 열영향부로 확산하여 저온균열의 원인이 된다. 이와 함께 빠른 냉각속도는 용접 금속 및 용접 열영향부의 수소 취화에 민감한 저온 변태 조직이 생성되기가 용이하기 때문에 냉각속도가 저온균열에 미치는 영향이 크다. [7]

따라서 저온균열을 방지하기 위해서는 냉각속도를 조절하는 적절한 열처리를 가하는 방법을 사용한다. 열처리 방법으로는 용접 후열처리를 적용하기도 하지만 주로 예열처리를 이용한다. 예열은 용접 전 모재를 가열함으로써 모재와 용융지의 온도 기울기를 완화시켜 냉각속도를 완화시키는 역할을 한다. [7-9] 하지만 이러한 예열공정은 추가적인 장비가 필요하며, 예열온도에 도달하기까지 시간이 소요되어 생산성이 떨어진다. 이러한 단점을 보완하기 위해서는 적절한 예열온도 산정하는 연구가 필요하다.

현재의 예열온도 산정과 관련된 연구와 규격이 존재한다. 저온균열의 발생요인인 확산 수소함량과 모재의 두께, 화학조성, 입열량 등을 고려하여 예열온도 산정 방식들이 제안되었다. 특히, 냉각속도와 함께 미세조직의 주요 영향요인 중 화학조성을 고려하기 위한 지수로 C_{eq} , CEN, Pcm 등이 제안되었다. [10-12] 그러나 각 지수들의 합금원소에 대한 가중치와 산정 방식이 달라 예열온도의 편차가 존재하며, 미세조직학적인 관점에서의 접근이 부족하며 기존의 예열온도 판단을 위해 참조한 C_{eq} , Pcm, CEN, CET 지수는 모두 저온 균열 시험 결과에 대한 일정 수준의 경향성만 확인될 뿐, 예측 가능할 정도의 지표로 활용되기는 힘든 것으로 나타났다. 그러므로 생산성 향상을 위한 용접 열영향부의 예열온도 판단을 위한 저온균열 감수성에 대한 정립이 필요하다.

1.2. 연구 목적

본 연구에서는 4종의 선급용 TMCP강재에 대하여 예열온도에 따른 열영향부 미세조직의 변화를 관찰하고, 이에 따른 적정 예열온도를 선정해 보고자 하였다. 이를 위해서 서로 다른 함량의 탄소당량과 탄소함량을 가지는 4종의 강재를 준비하였으며 저온균열 감수성을 비교하기 위하여 Y-groove test를 진행하였다. 실험 결과를 통해 저온균열에 기여하는 예열온도와 미세조직에 대한 분석을 하고 저온균열에 영향을 미치는 핵심적인 미세조직 인자를 도출하고 강재의 저온균열 감수성 판단을 통해 선급용

TMCP강재의 예열온도를 제안하고자 한다.

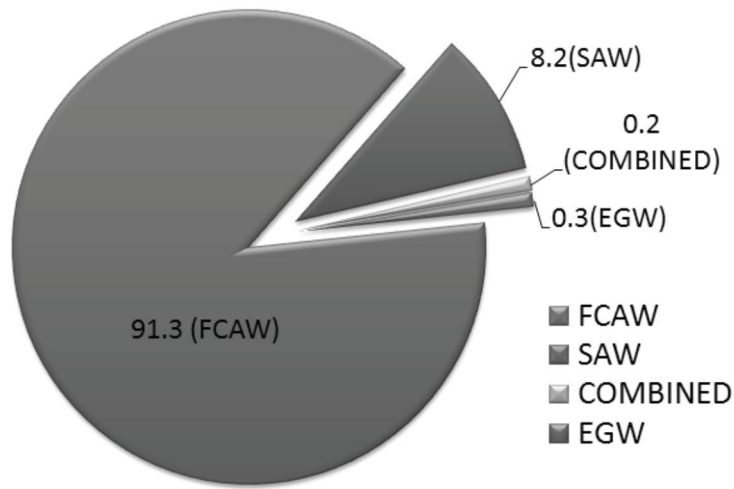


Fig. 1-1. Types and ratios of welds in shipbuilding [6]

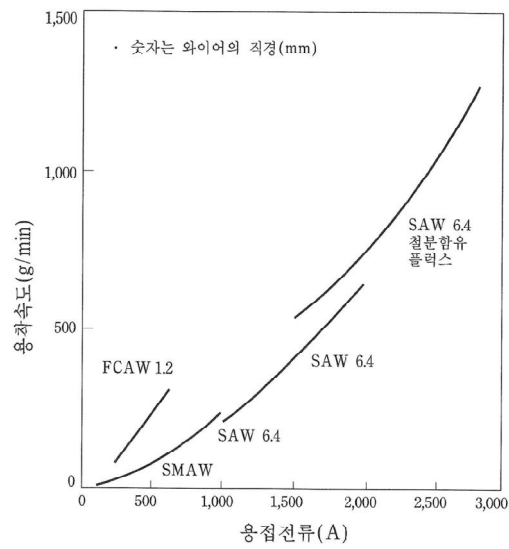


Fig. 1-2. Welding current and welding speed according to welding technique [7]

2. 이론적 배경

2.1 TMCP steel 제조공정

2.1.1 TMCP(Thermo mechanical control process)강 개발 배경

TMCP강이란 Thermo mechanical control process의 약자로 가공 열처리, 열가공 제어법이라고 한다. TMCP 강재의 경우 1973년 이후 석유파동에 따른 에너지 절약의 필요성과 선박의 경량화 추구에 따른 고장력강 사용확대에 따라 개발 및 적용이 되기 시작하였다. [13]

2.2.2 열간 압연, 노멀라이징

TMCP공정이 도입되기 이전에는 연속주조로 생산된 슬라브를 1100~1200°C정도로 재 가열 하여 최종 제품의 두께에 이를 때까지 압연을 행한 후 대기중에 방치하여 냉각시키는 방법인 열간 압연을 적용한 공정으로 생산하였다. 하지만 압연 공정 사이에 재결정된 결정립이 성장하여 조대한 결정립이 형성되어 고강도, 고인성의 기계적 물성을 충족시키지 못하였다. [13]

이러한 조대한 결정립을 미세화 시키기 위해 노멀라이징 공정이 도입되었다. 노멀라이징 공정은 Fig. 2-1에서 보는것과 같이 A_{c3} 온도 이상으로 가열하여 기존의 기지상에서 핵생성이 일어나며 미세한 결정립의 오스테나이트상을 얻을 수 있다. 이후 다시 공랭을 하면 열간 압연보다 미세한 페라이트, 펄라이트 조직을 얻을 수 있는 것이 특징이다. Fig. 2-2 (a), (b)는 노멀라이징 공정을 통해 보다 미세한 결정립이 생성된 것을 볼 수 있다.

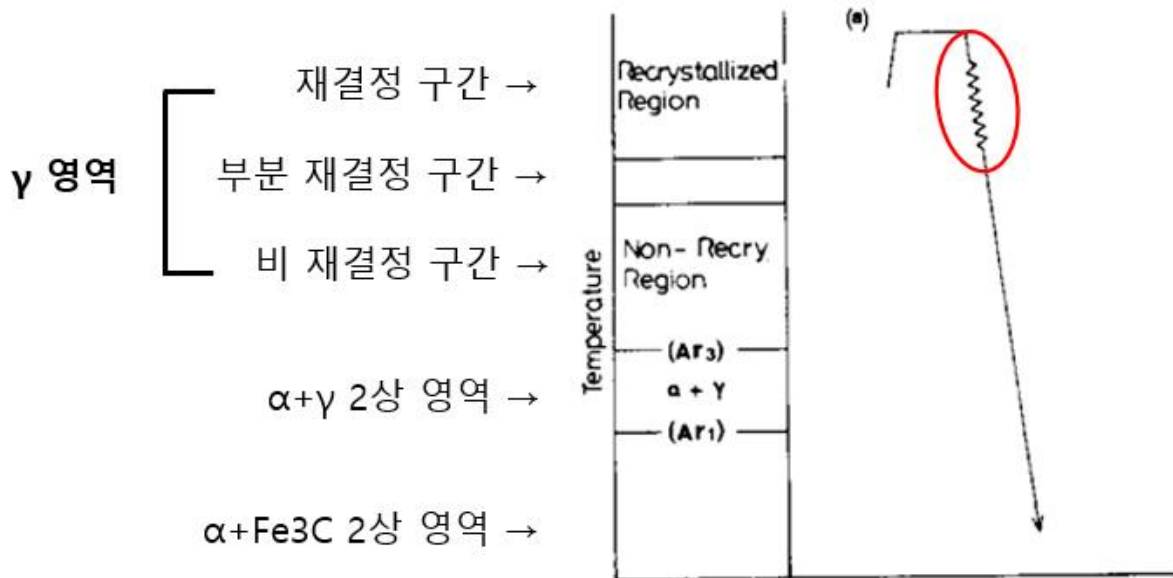


Fig. 2-1. Schematic diagram of conventional hot rolling process [13]

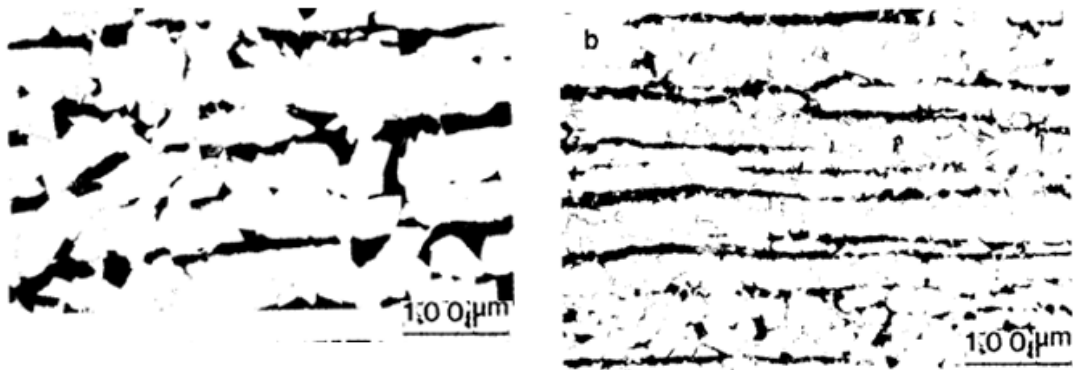


Fig. 2-2. Comparison of microstructure of (a) as-rolled and (b) normalized steel plate [13]

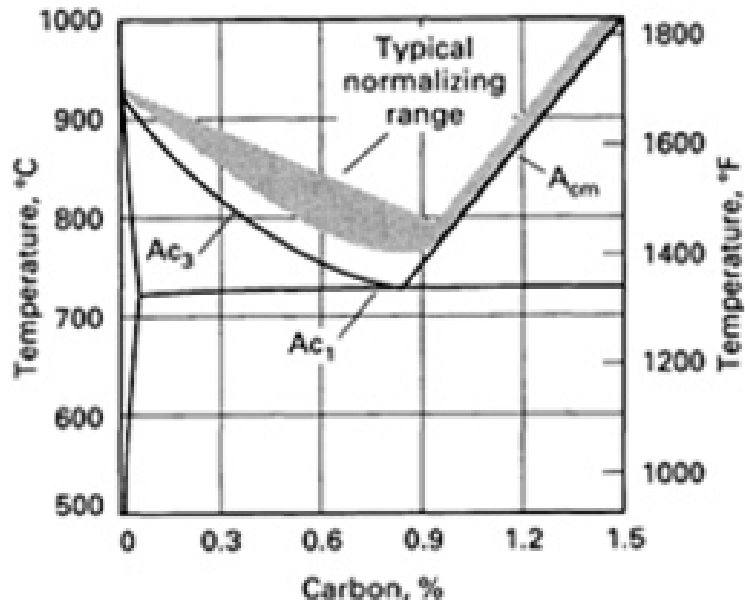


Fig. 2-3. Typical normalizing temperature range [14]

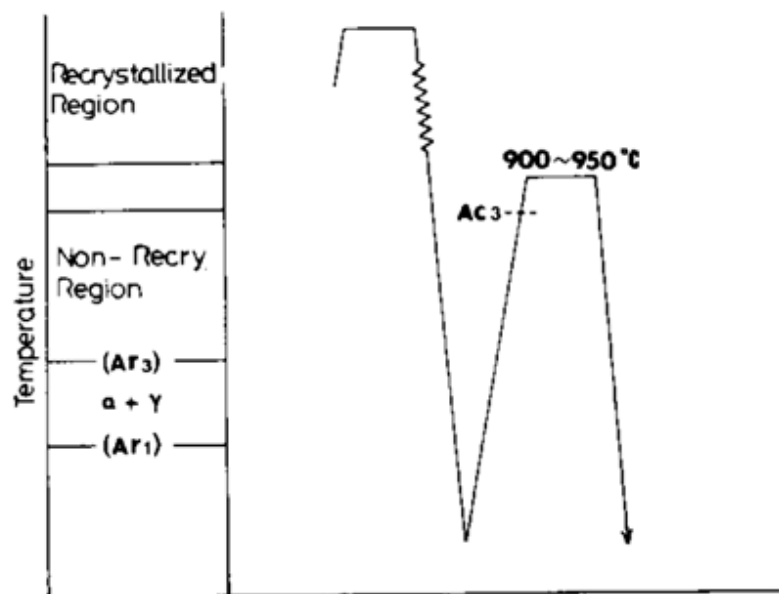


Fig. 2-4. Schematic diagram of normalizing heat treatment process [15]

2.2.3 TMCP 공정

TMCP 공정은 노멀라이징 처리, 즉 재가열 처리를 생략하며, 합금원소를 줄이더라도 기계적 물성을 향상시킬 수 있는 방안에 대한 요구에 따라 개발된 강재로 Fig. 2-5을 보면 TMCP의 대표적인 공정이 4가지가 나타났다.

각 공정에 따라 차이가 존재하지만, 모든 공정의 공통점은 비재결정 구간에서의 2차 압연이 행해지는 것이다. 비 재결정 구간에서의 2차 압연은 열간 압연에서 발생하는 오스테나이트의 재결정이 발생하지 않는 상태에서 압연이 이루어지므로 오스테나이트의 결정립이 늘어나서 단위 부피당 입계 면적이 증가한다. 이러한 입계 면적은 핵생성사이트로 작용하여 냉각 시 더 많은 핵생성이 일어나 미세한 조직을 얻게 된다. 이러한 방식의 공정이 ㉠이다. ㉡공정은 ㉠공정에 비해 낮은 재결정 구간에서 1차 압연을 하는 것이 특징이다. 이러한 낮은 재결정 온도 구간은 비교적 오스테나이트 결정립의 성장을 억제시킬 수 있는 것이 특징이다. ㉢공정은 페라이트와 오스테나이트로 이루어진 2상 영역에서 3차압연을 추가한 공정으로 미 변태되어 오스테나이트를 늘려 단위 체적당 결정립계를 늘리며, 페라이트의 가공경화가 나타난다. ㉣공정은 노멀라이징 열처리 이후 2차 압연을 하는 공정이다. [13,15-16]

2차 압연이후 공랭 또는 가속냉각을 통해 냉각이 진행된다. 가속냉각은 2차 압연이 끝난 직후 A3온도 바로 위에서부터 물 분사장치를 이용하여 A1 온도까지 (보통 800→500°C) 가속냉각 후 공랭시키는 방법으로 빠른 냉각을 통해 펄라이트에 비해 강하고 적당한 강도와 연성을 가진 베이나이트와 페라이트의 복합조직을 확보하는 것이 특징이다. [13,17]

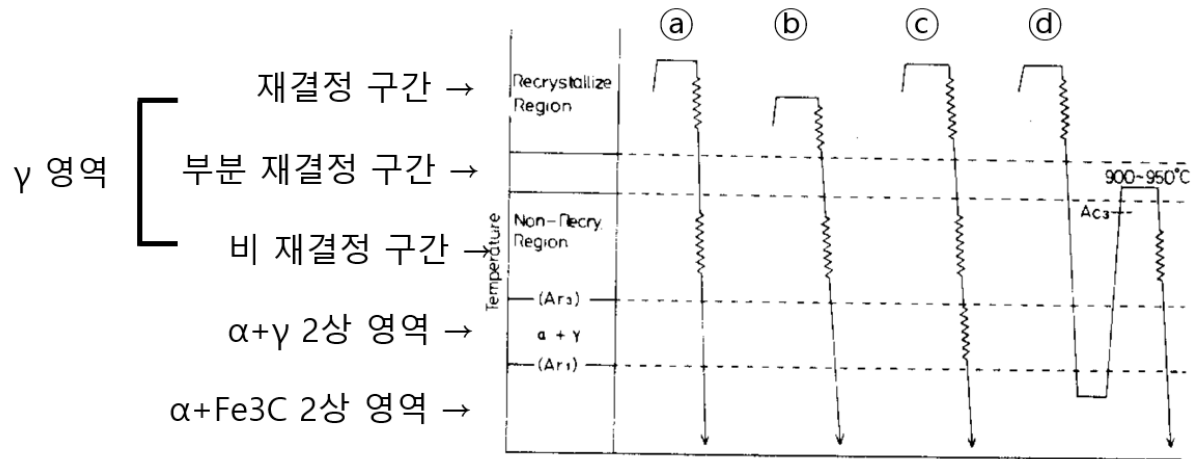


Fig. 2-5. Schematic diagram of TMCP process [13]

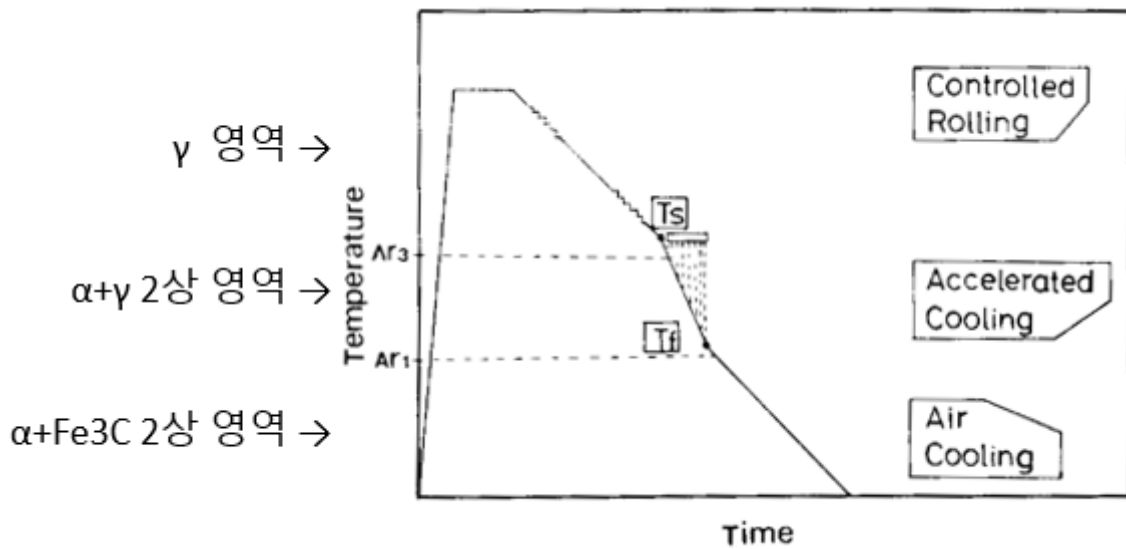


Fig. 2-6. Schematic diagram of accelerated cooling [13]

2.2 HAZ(Heat affected zone) 미세 조직

두 개의 모재를 접합하는 용접 공정은 용접봉이 열원에 의해 용해, 재응고되는 과정을 통해 금속학적 접합이 일어난다. 따라서 용접부의 미세조직과 기계적 성질은 모재와 용접재료의 화학 조성, 용접 기법, 용접 조건 등에 의해 결정된다. 이러한 용접부는 위치와 특징에 따라서 크게 용착금속과 열영향부, 모재 원질역로 구분할 수 있다. 용착금속은 최고 도달온도가 용융온도 이상으로 가열되며, 수지상정(dendrite)조직을 가지는 것이 특징이다. 모재 원질역은 용접열에 의한 영향을 받지 않는 영역을 의미한다.

이 중 열영향부(Heat Affected Zone, HAZ)는 일반적으로 철강재에서는 A1 온도 이상으로 가열되어 급열, 급랭의 열사이클을 겪은 용접부의 용융선(Fusion line)이후에서의 모재 부분을 의미한다. [18-23, 95]

HAZ는 기존의 모재의 조직에서 열사이클로 인해 고체 상태에서 금속학적 큰 변화가 발생한다. 이 영역에서 일어나는 주요한 금속학적 변화는 결정립 성장, 제2상/입자의 고용과 석출이 일어나며, 잔류응력이 발생하는 것이 특징이다. 이러한 HAZ는 최고가열온도(Peak temperature)에 따라 4개의 영역으로 분류할 수 있다. 이러한 열영향부의 조직의 종류 및 크기(형태, 폭)는 모재의 열적 성질(열전도도), 화학 조성(탄소당량), 제조 공정, 열사이클(입열량, 최고가열온도) 등에 의해 영향을 받는다. 이러한 영역은 결정립 조대화 영역, 결정립 미세화 영역, 부분 상변태 영역, 구상화된 탄화물 영역으로 구분 가능하다. [18-23, 95]

① 결정립 성장역

1250°C 이상의 가열영역으로 용융선에 인접한 부분은 오스테나이트 결정립이 조대화되며, 용접조건 중 입열량에 크게 지배되며, 입열량에 따라 가장 경화되거나 취화된다. 탄소당량에 따라서 페라이트의 망상조직, 저온변태조직 등이 형성된다. 이에 따라 연성 저하 및 인성 열화가 나타나며, 용접 균열 발생이 용이하다.

② 결정립 미세화 영역

900-1100°C의 가열 영역으로 용접열에 의해 오스테나이트화 이후 급랭되며 미세조직이 형성되며, 용해되지 않은 미세한 탄화물이 존재하여 결정립의 크기를 낮추는데

영향을 준다. 특히 저합금강에서는 이 영역이 넓다. 이는 이들 온도에서 결정립 성장을 방해하는 탄화물과, 질화물들이 존재하여 나타나는 현상이다. 결정립 성장역에 비해 비교적 양호한 연성과 인성이 나타난다.

③ 부분 상변태 영역

750-900°C 사이의 A1과 A3 변태온도 간의 이상영역의 온도로 가열되는 영역이다. 탄소농도가 높은 펄라이트가 우선적으로 오스테나이트로 변태하고 냉각 시 냉각 속도에 따라 저온 변태 조직인 베이나이트나 마르텐사이트로 변화된다.

④ 구상화된 탄화물 영역

700-750°C의 사이의 온도로 가열되는 영역으로 빠른 가열 사이클동안 비교적 적은 변태가 나타나며, 층상의 펄라이트 조직의 시멘타이트가 구상화된 형태의 시멘타이트로 분해된다.

Table 2-1. Classification of heat affected zone by peak temperature [24]

Sub-zones of heat affected zone	Temperature ranges
Coarse-grained zone	$1500^{\circ}\text{C} > T_p > 1200^{\circ}\text{C}$
Fine-grained zone	$1200^{\circ}\text{C} > T_p > A_c3$
Inter-critically reheated zone	$A_c3 > T_p > A_c1$
Subcritically reheated zone	$A_c1 > T_p$

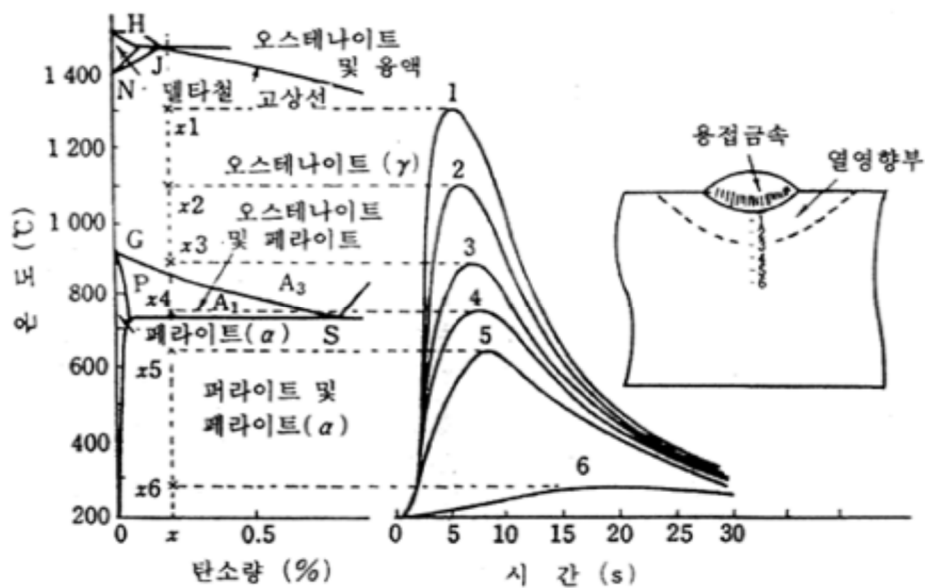


Fig. 2-7. Classification of heat affected zone by temperature [24]

HAZ는 용융선 부근의 영역에서는 1250°C 이상으로 가열이 되어 오스테나이트 결정립이 조대화 되고 이에 따라 불균일 핵생성 사이트로 작용하는 입계 면적이 감소하고 급랭에 의해 마르텐사이트 변태가 발생하기 쉽다. 따라서 열영향부가 경화되기 때문에 용접 구조물의 안전성을 위해 경도를 제한한다. 일반적으로 비커스 경도 350HV가 바람직하다고 하며, 해양구조물의 경우 엄격한 안전성에 의해 용접부 최고 경도는 300HV이하로 규제하고 있다. 이와 함께 용접 후 HAZ의 경도에 영향을 미칠 수 있는 요인은 합금 원소이다. 용접 경화능에 미치는 합금 원소의 영향을 탄소당량(Carbon equivalent), Ceq(%)로 표시되며 나라별 협회에 따라 합금 원소 별 가중치를 달리하여 사용된다. [25, 95]

Ceq (%) = $C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$: 국제용접협회 기준

Ceq (%) = $C + Mn/4 + Ni/20 + Cr/10 + Cu/40 + Mo/50 + V/10$: 미국 용접학회 기준

Ceq (%) = $C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$: 일본 용접협회 기준

HAZ 미세조직은 냉각속도 및 이차상의 분포 및 모양을 기준으로 구분하여 입계 페라이트(Grain boundary ferrite, GBF), 침상형 페라이트(acicular ferrite, AF), 베이나이트계 페라이트(bainitic ferrite, BF), 마르텐사이트(martensite, M)로 나눌 수 있다[26-28]. 입계 페라이트(Grain boundary ferrite, GBF)는 오스테나이트 입계를 따라 형성이되며 판케익 형태로 성장한다. 가장 느린 냉각속도에서 형성되고, 대체로 입계를 따라 조대한 결정립이 형성되고, 이로 인해 강도와 인성이 낮은 편이다. 침상형 페라이트(Acicular ferrite, AF)는 GBF에 비해 비교적 빠른 냉각속도에서 형성되는 것이 특징이며 오스테나이트 입내의 개재물로부터 핵생성된다. 불규칙적이며 침상형태의 미세조직으로 고경각입계를 이루며 미세한 결정립 주변에 이차상이 함께 형성되어 강도와 인성이 매우 뛰어나다. 베이나이트계 페라이트(bainitic ferrite, BF)는 AF에 비해 빠른 냉각속도에서 형성되는 것이 특징이며 오스테나이트 입계에서 핵생성되어 이차상이 페라이트 lath 사이에 한방향으로 형성된다. AF에 비해 강도는 높으나 인성이 낮다. 마르텐사이트(Martensite, M)의 경우 가장 빠른 냉각속도에서 무확산 전단 변태로 탄소함량에 따라 lath 또는 plate 형태로 형성된다. 내부의 전위밀도가 높아 강도가 매우 높고 인성이 낮다. Fig. 2-8은 이러한 냉각속도와 핵생성 site에 따라 형성되는 각각의 조직을 개략도로 나타내었다. [95]

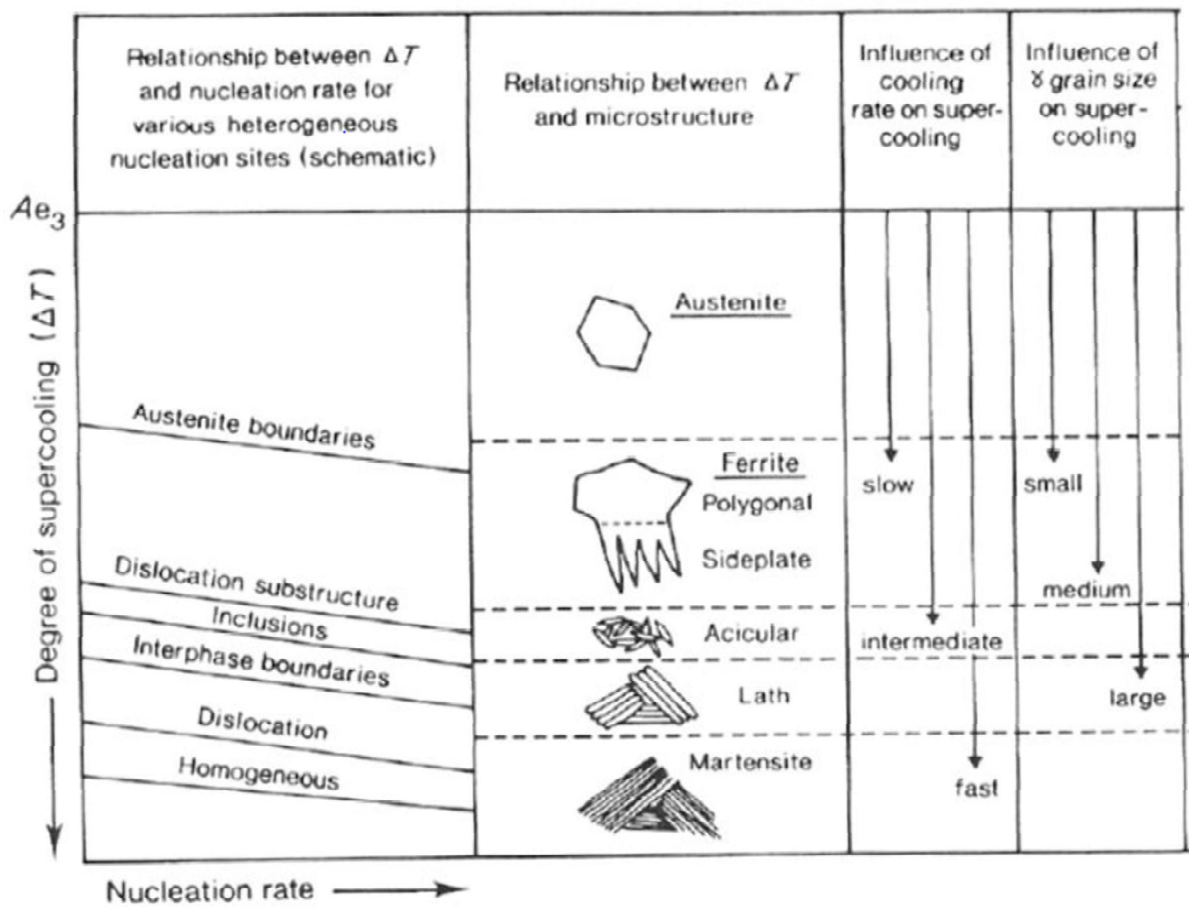


Fig. 2-8 The schematic diagram of relationship between degree of supercooling and nucleation rate for various heterogeneous nucleation site [29]

2.3 저온 균열

저온균열은 용접부가 약 250°C 이하에서 상온까지 냉각된 이후에 발생하는 균열이다. 이러한 저온균열은 발생하기까지 수 시간에서 수십시간까지 걸리게 되며, 이에 따라 저온균열은 지연 균열(Delayed crack)이라고도 한다. 또한 저온균열 발생원인인 수소의 작용에 의해 발생하여 수소유기균열(Hydrogen Assisted Crack) 이라고도 불린다. 저온균열의 발생 원인 중 가장 중요한 세가지 요인인 (1) 확산성수소, (2) 용접 이음부의 구속도 또는 잔류응력, (3) 용접 열영향부의 취성조직의 복합적 작용에 의해 발생한다. 따라서 주요 인자 중 한 가지만 없애도 저온균열을 방지할 수 있다고 알려져 있다. [7, 25,30-31]

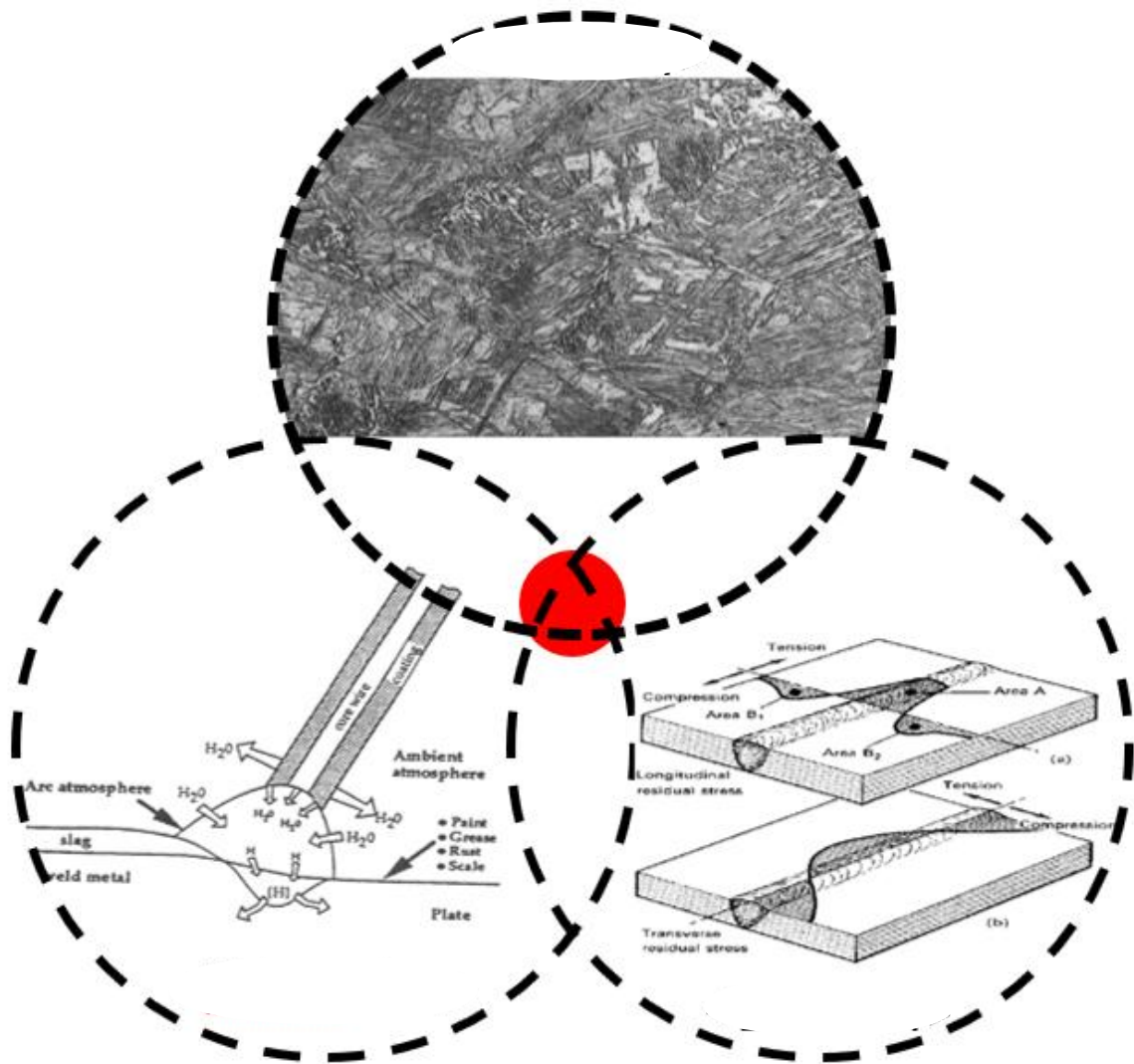


Fig. 2-9. Schematic of cold crack occurrence factor and occurrence condition
[15, 32]

2.4.1 확산성 수소의 영향

(1) 확산성 수소

저온균열의 주요 인자 중 하나인 확산성 수소는 함유량에 따라 저온균열 민감도가 달라진다. 확산성 수소량이 감소할수록 저온균열 민감도는 감소한다고 보고되고[33-34], Evans와 Christensen은 implant 시험을 통해 확산성 수소량이 증가할수록 균열 발생에 대한 임계응력이 감소한다고 하였다. [35]

용접부에 유입되는 확산성 수소의 경우 대기 중 수분이나 모재 표면에서 유입되거나 주로 용접재료로부터 유입된다. 아크 용접에 의해 용융된 용접금속은 Fig. 2-10 (a)에서 보는 것과 같이 수소고용도가 증가함에 따라 용융 용접 금속 내에 많은 수소가 용해된다. 그러나 강 내부의 수소 고용도는 용융 용접 금속이 냉각됨에 따라 급격히 감소한다. 용접부의 냉각속도는 매우 빨라 수소가 모두 방출되지 못하고 과포화 상태가 되고 Fig 2-10 (b)에서 보는 것과 같이 용접금속 내에서 과포화된 수소는 일부 트랩된 상태로 남아있고 일부는 용접 열영향부로 확산하여 저온균열을 발생시킨다.

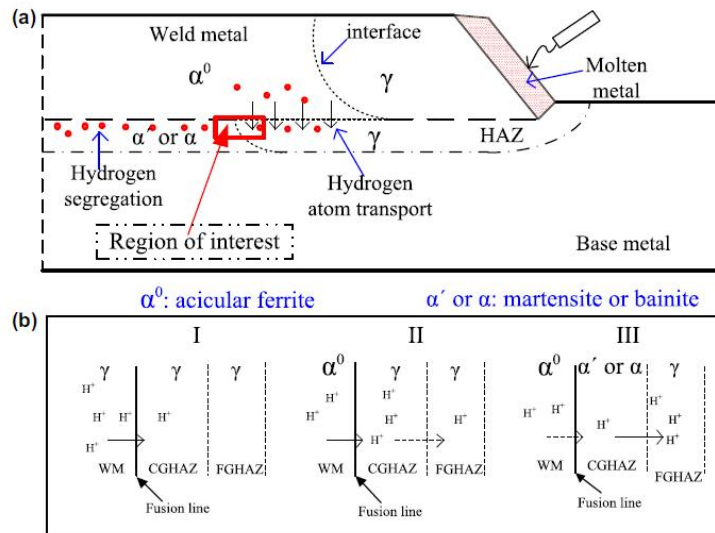


Fig. 2-10 Schematic diagram showing (a) the propagation of hydrogen relative to the movement of the arc, the further diffusion of hydrogen in the sub-zones of the HAZ [36]

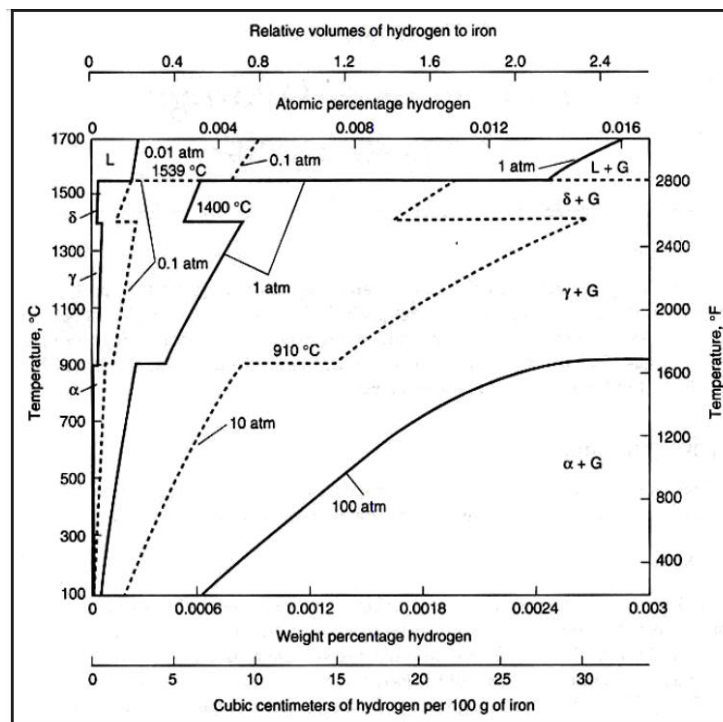


Fig. 2-11. Hydrogen solubility as function of temperature and phase [37]

(2) 수소 취화 기구

수소에 의한 균열 발생 기구로는 대표적으로 다음과 같은 5가지가 있다.

① Hydride formation and fracture

균열 첨단에 수소화합물(hydride)가 형성되고 파괴된다는 기구로 1969년 Westlake에 의해 처음 제안되었다. [38] 균열 발생과정은 Fig. 2-12과 같다. 먼저 균열 앞, 높은 등방응력이 작용되는 구역으로 수소가 확산된다. 이후 수소화합물상이 핵 생성되고 성장한 뒤 임계 크기에 도달할 때 수소 화합물의 파괴가 일어난다. 이 후 수소화합물과 기지상 계면에서 균열이 정지한다는 이론이다. 이러한 수소화합물 기구는 V, Zr, Nb, Ta, Ti 과 같은 특정 재료에서는 일반적으로 받아들여진다. 왜냐하면 수소화합물 형성을 위한 열역학적 구동력이 매우 강하며 수소화합물의 취성이 매우 크고 수소화합물이 cleavage파면에서 관찰되기 때문이다. [39-40]

② Hydrogen Enhanced Decohesion (HEDE)

이 기구는 1926년 Pfeil에 의해 제안된 기구이다. [41] 이 후 Troiano가 1959년 수소의 1s전자가 철의 3d shell에 기여를 하여 철의 원자간 결합이 약해진다고 제안하였다. [42]

Decohesion은 전위에 둘러 쌓여 인장응력이 최대가 되는 곳(균열 몇십 나노미터 전), 수소가 부착된 원자적으로 날카로운 균열 첨단, 균열 전 particle-matrix 계면에서 주로 일어난다. 결정립계와 particle-matrix 계면에서의 높은 수소 농도와 균열 첨단 주위에 슬립면이 선호하지 않는 방향의 슬립이 발생은 Decohesion의 근거로 제시된다. [43-44]

③ Hydrogen Enhanced Localized Plasticity (HELP)

Hydrogen Enhanced Localized Plasticity는 Beachem이 파단면 관찰을 하여 1972년 처음 제안한 이론으로 용질 수소가 전위 움직임을 용이하게 하기 때문에 HAC가 발생한다는 이론이다. 이후 Birnbaum, Sofronics, Robertson 등에 의해 이론이 발전되었다. [40, 41, 45] 균열 발생과정 중 균열 첨단 앞에서 국부적 지역으로 수소확산이 HELP기구 작동원리의 핵심이다. 먼저, 수소가 전위 움직임 활발하게 한다. 이후 전위 움직임이 임계치 이하의 응력에서 국부적 소성변형을 발생하고 이후 국부적 소성변

형에 의해 Micro-Void-Coalescence(MVC)가 발생, 균열 전파한다. 균열 전파로는 국부적 수소 집중이 입내에 존재하는지 결정립계에 존재하는지에 따라 입계 파괴, 입내 파괴가 결정된다.

④ Adsorption – Induced Dislocation Emission (AIDE)

AIDE이론은 Lynch에 의해 1976년 제안되었다. [46-47] AIDE에서는 먼저, 수소가 표면에 부착하고 확산성 수소에 의해 원자간 결합력 약화된다. 이와 함께 응력에 의해 Shearing atom이 발생하고 Dislocation emission된다. 이후 균열 표면 step과 void의 생성과 성장하여 균열이 성장한다는 이론이다.

⑤ Hybrid mechanisms and possible role of vacancies

위 이론은 AIDE, HELP, HEDE기구의 조합하여 많은 경우에 발생한다는 이론이다. [46] AIDE와 HELP, HEDE가 복합적으로 작용하여 수소취화가 나타나며 공공의 경우 nano-void형성, 수소의 집적, 전위 climb와 cross-slip을 원활하게 한다는 이론이다.

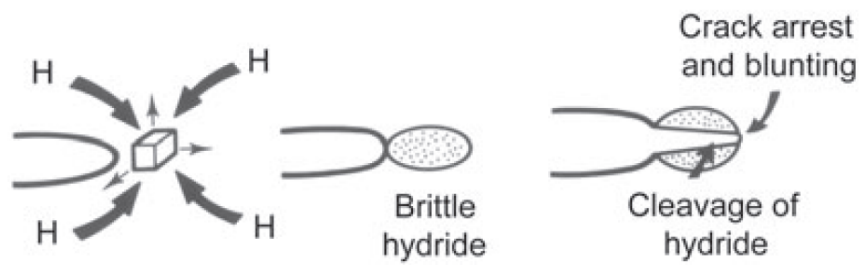


Fig. 2-12 Schematic diagram illustrating subcritical crack growth involving hydrogen diffusion to hydrostatically stressed regions, then formation and fracture of a brittle hydride at a crack tip [45]

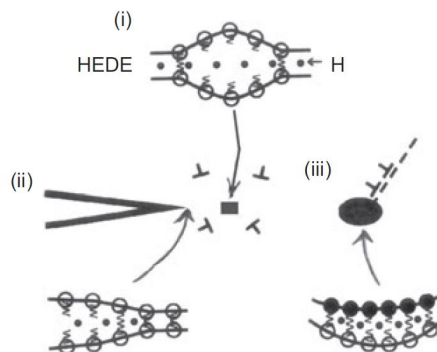


Figure 2-13 Schematic diagrams illustrating the HEDE mechanism, involving tensile separation of atoms owing to weakening of interatomic bonds by (i) hydrogen in the lattice, (ii) adsorbed hydrogen, and (iii) hydrogen at particle-matrix interfaces [46]

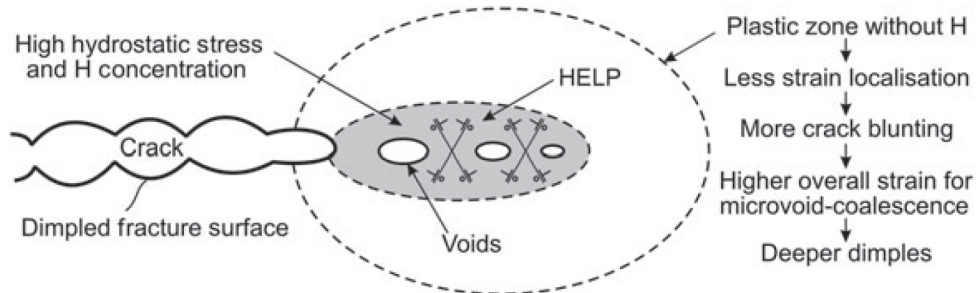


Figure 2-14 Schematic diagram illustrating the HELP mechanism, involving a microvoid-coalescence process, with plasticity localized and facilitated in regions of high hydrogen concentrations [45]

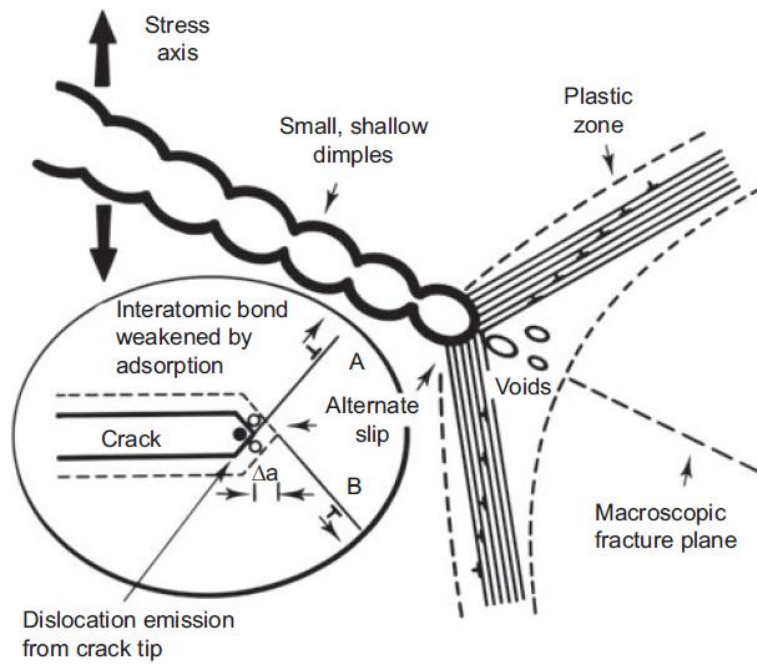


Fig. 2-15 Schematic diagram illustrating the AIDE mechanism [45]

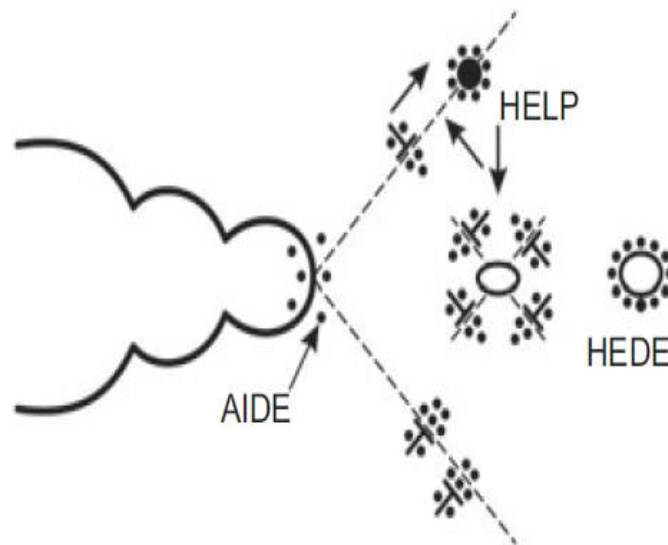
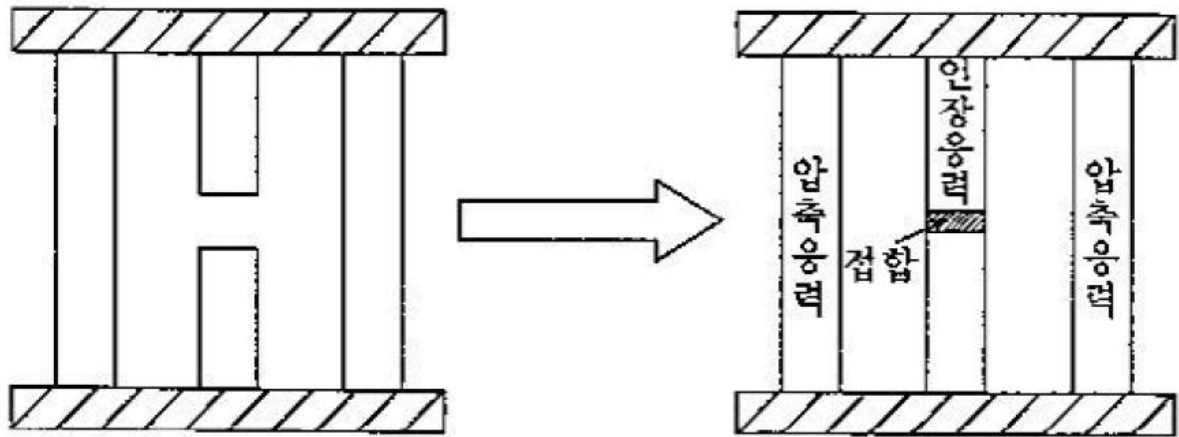


Fig. 2-16 Schematic diagram illustrating the Hybrid mechanisms and possible role of vacancies [45]

2.4.2 잔류응력의 영향

Fig. 2-17은 부재의 접합에 따른 응력의 형성을 나타내고 있는 그림이다. (a)의 초기 상태는 중간부재가 연결되어 있지 않으나 (b)와 같이 중간 부재를 당겨 접합하면, 구조물 외부의 하중은 작용하지 않음에도 불구하고 평형상태를 유지하기 위하여 중간 부재에서는 인장응력이 발생하며, 양쪽 두 부재에서는 압축응력을 작용하고 있다. 이와 같이 외부에서 하중을 작용하지 않고 평형상태를 유지하고 있는 구조물 내부에 응력이 존재하는 것을 잔류응력이라 한다. 이러한 잔류응력은 용접부의 변형과 함께 저온균열의 중요한 원인이 된다. [48]

구조물 제작 시 발생하는 용접 잔류응력은 구조물 자체에서 생성되는 잔류응력과 구속에 의한 반사 응력(reaction stress)으로 구분되는데 용접부가 두꺼울수록 작용하는 응력도 증가하게 된다. 즉 응력의 변화가 크고 열팽창 계수가 클수록 잔류응력도 증가하게 되며 특히 용접부가 후판인 경우 온도 변화가 크게 되므로 잔류응력도 그만큼 증가하여 저온균열 감수성이 커진다. [48]



(a) 초기 상태

(b) 중간 부재 접합

Fig. 2-17. Residual stress of members in welded state (a) initial state, (b) intermediate member [48]

2.4.3 미세조직의 영향

용접열항부의 경우 입계 페라이트(grain boundary ferrite), 침상형 페라이트(acicular ferrite), 위드만스태튼 페라이트(Widmasttäten ferrite), 베이나이트(bainite) 및 마르텐사이트(martensite) 등 다양한 미세조직들로 구성되어 있다. 이러한 철강 용접부의 미세조직은 냉각 속도, 입열량, 예열온도, 모재의 조성, 보호 가스와 용접 재료의 화학 성분 등에 의해 영향을 받는다. 예를 들어 같은 입열량에서도 경화능 원소로 작용하는 탄소, 크롬, 니켈 등의 함유량이 증가하는 경우 연속냉각곡선이 오른쪽으로 이동하고 이에 따라 마르텐사이트, 베이나이트 같은 저온 변태상의 분율이 증가한다. 또 같은 화학 조성이라도 입열량, 예열온도의 증가는 냉각속도를 늦추어 저온 변태상의 분율이 줄어든다. [43-47].

① 입계 페라이트(Grain boundary Ferrite)

2상영역(α - γ)에서 유지되거나 천천히 지나갈 때 생성되는 입계 페라이트이다. 확산 시간이 많으며 구동력이 작기 때문에 결정립 크기가 조대한 것이 특징이며, 결정립 조대화로 인해 저온인성 낮다. 대부분의 연구는 Fig. 4 와 같이 입계 페라이트를 따라 저온균열이 전파한다. [49-51] 일부는 Fig. 2-18 와 같이 입내파괴가 발생함으로 저온균열과 무관하다고 한다. [52-53]

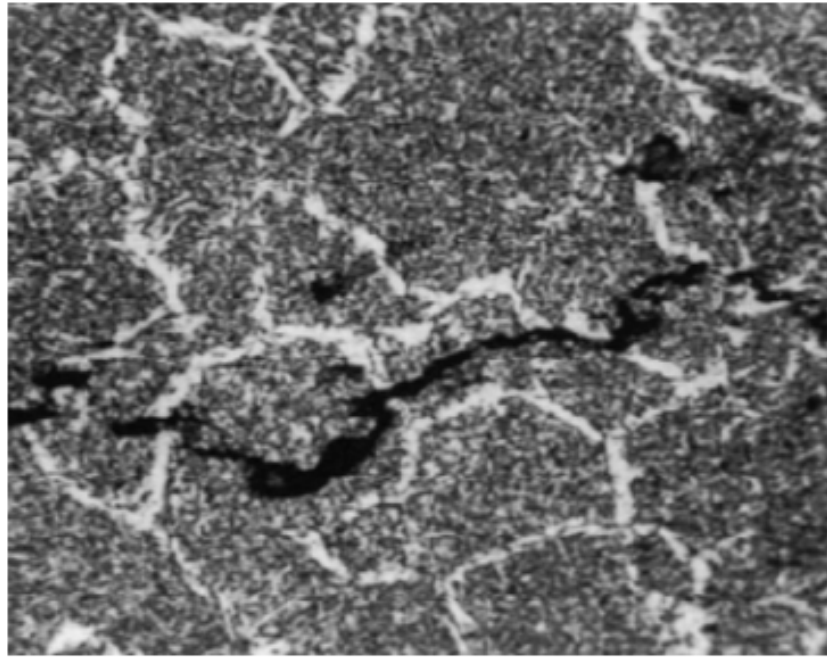


Fig. 2-18 Micrograph showing the crack propagation across the grain boundary ferrite [54]

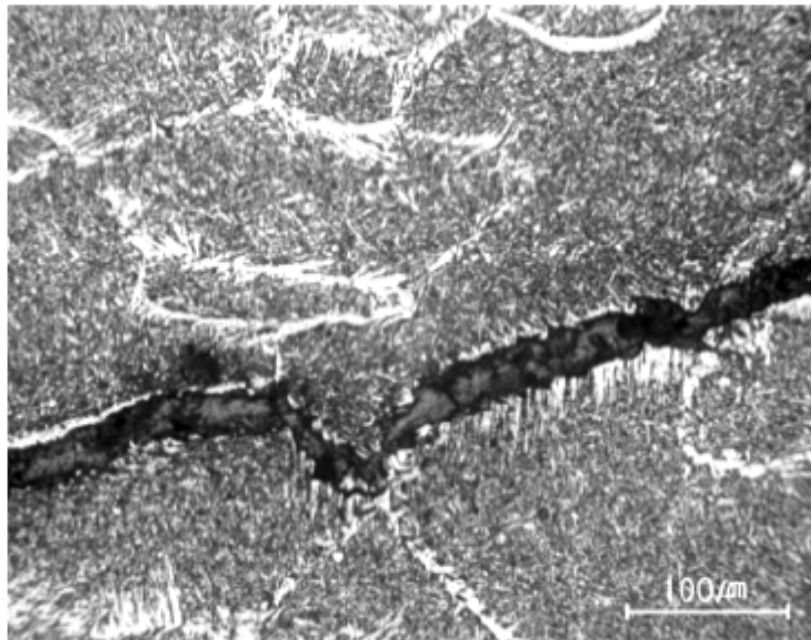


Fig. 2-19 Micrograph showing the preferential crack propagation along the grain boundary ferrite [55]

② 위드만스테텐 페라이트(Widmanstätten Ferrite)

A3이하로 급랭 시 생성되는 입계 페라이트로 구동력이 크고 확산시간이 짧다. 위드만스테텐 페라이트는 오스테나이트 입계라는 동일한 면에서 같은 방향으로 성장한 래스(lath)의 경계로만 이루어진 것이기 때문에 대부분 저경각(low-angle) 입계를 가져 균열 저항성이 낮다.

③ 침상형 페라이트(Acicular ferrite)

침상형 페라이트의 경우 내부 개재물에서 무작위한 방위로 lath와 plate형태로 성장하여 서로 얽혀 있는 interlocking 구조를 가진다. 이와 함께 고경각 입계, 형상학적 특징으로 인해 균열 저항성이 좋다. (Fig. 7)

이러한 침상형 페라이트는 저온균열 저항성이 높아 저온균열 방지에 지배적인 미세조직으로 침상형 페라이트의 분율을 증가시키는 것이 저온균열 저항성을 높이는 방향으로 판단된다. 이러한 침상형 페라이트의 분율을 증가시키기 위해서는 합금원소를 첨가, 초기 오스테나이트 결정립크기를 줄이는 방안이 있다. [56]

④ 마르텐사이트(Martensite)

마르텐사이트 조직은 철강 미세조직 중 가장 경한 조직으로 저온균열 민감도가 높은 미세조직으로 알려져 있다. 확산성 수소의 트랩 사이트이고, 변태 시 발생하는 부피 팽창에 의해 야기되는 인장응력 때문에 저온균열의 민감도가 높은 미세조직으로 알려져 있다 [56, 57-61].

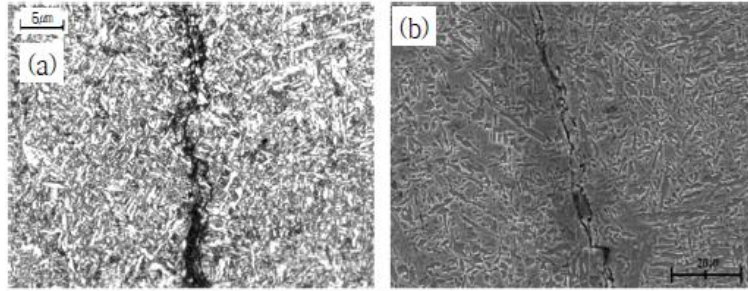


Fig. 2-20 Micrograph illustrating the branching and blunted crack (a) optical micrograph and (b) SEM micrograph [56]

2.4 예열(Preheating)

예열은 용접 전 용접부를 일정한 온도로 가열하는 것을 의미한다. [8] 이러한 예열의 목적은 냉각속도를 낮추며, 잔류응력 및 변형을 제어하기 위해 실시한다. [62] 하지만 주된 목적은 냉각속도 조절을 통한 저온균열 제어이다. 예열을 하면 Thermal cycle의 변화로 인해 peak temperature, 냉각속도가 변한다. [7, 32, 8-9, 63] 이에 따라 확산성 수소량이 방출되는 시간이 증가되며, 열응력이 감소하고, HAZ의 미세조직이 달라지며 저온균열이 제어된다.

하지만 예열은 추가적인 장비가 필요하며, 예열온도에 도달하기까지 시간이 소요되어 생산성이 떨어진다는 단점이 있다. 이러한 단점을 보완하기 위해서는 적절한 예열온도 산정하는 연구가 필요하다. 현재의 예열온도 산정과 관련된 연구와 규격에 따른 예열온도 산정에 대해 알아보고 실제 균열제어 온도와 비교를 통해 고찰을 하고자 한다.

중공업계에서 현재 사용되는 모든 예열기준은 모재를 기준으로 하여 용접 열영향부에서의 균열 방지를 위한 목적으로 설정되어 있다. 이러한 목적으로 규격화 되어있는 기준들에는 BS EN1011, AWS D1.1가 있으며 그리고 Ito and Bessyo, Suzuki, Yurioka 등이 제안한 기준이 있다. 이러한 예열온도 산정은 중요한 변수로 화학 조성이 고려한다. 화학 조성은 산정식에 따라 화학 조성의 가중치를 달라져 예열온도가 달리 산정된다. 화학 조성의 지수로 Ceq, Pcm, CET, CEN이 사용되며 산정방식에 따른 차이를 고찰한다. 예열온도 산정 방식의 각 변수들은 연구에서 적용된 실험 조건을 기준으로 예열온도를 산정한다.

(1) BS EN 1011-2 [64]

① Method A(Ceq)

BS EN 1011-2에는 두가지 방법의 예열온도 산정 방식이 있다. 먼저 Method A의 경우 Ceq(IIW)를 사용하여 예열온도를 산정한다. 먼저 다음의 식에 따라 Ceq값을 계산한다.

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

이에 따라 계산된 값은 CE-33H의 경우 0.33, CE-35L은 0.35, CE-37H는 0.37, CE-44L은 0.44로 계산된다. 수소의 scale은 table2-2를 참고하여 계산하였을 때 수소함량이 6.079ml/100g인 경우 scale C에 해당한다. 이후 도표를 통해 예열온도를 산정하는데 방법은 다음과 같다. 먼저, 규격에 나와있는 도표를 참고하여 수소 함량과 탄소당량 값을 넘지 않는 도표를 찾는다. 본 산정 범위에서는 CE-33H, CE-35L, CE-37H는 Fig. 2-21의 (a)에 해당하며, CE-44L의 경우 Fig. 2-21의 (b)에 해당한다. 이후 두께(1)와 입열량(2)에 따라 도표를 통해 예열온도(3)를 산정한다. 산정된 예열온도를 보았을 때 CE-33H, CE-35L, CE-37H는 0°C, CE-44L의 경우 20°C로 계산되었다. 이는 실제 저온 균열 제어되는 예열온도를 매우 과소평가된 값이며 실제 경향성과 전혀 일치하지 않는다.

② Method B(CET)

BS EN 1011-2의 Method B의 경우 Method A와 달리 탄소당량을 CET라는 지수를 통해 예열온도를 산정한다.

$$CET = C + (Mn + Mo) / 10 + (Cr + Cu) / 20 + Ni / 40$$

이에 따라 계산된 값은 CE-33H의 경우 0.26, CE-35L은 0.24, CE-37H는 0.28, CE-44L은 0.27로 계산된다. 이후 아래의 예열온도 산정 식에서 두께와 수소함량 입열량의 수치를 대입하면 예열온도가 산정된다.

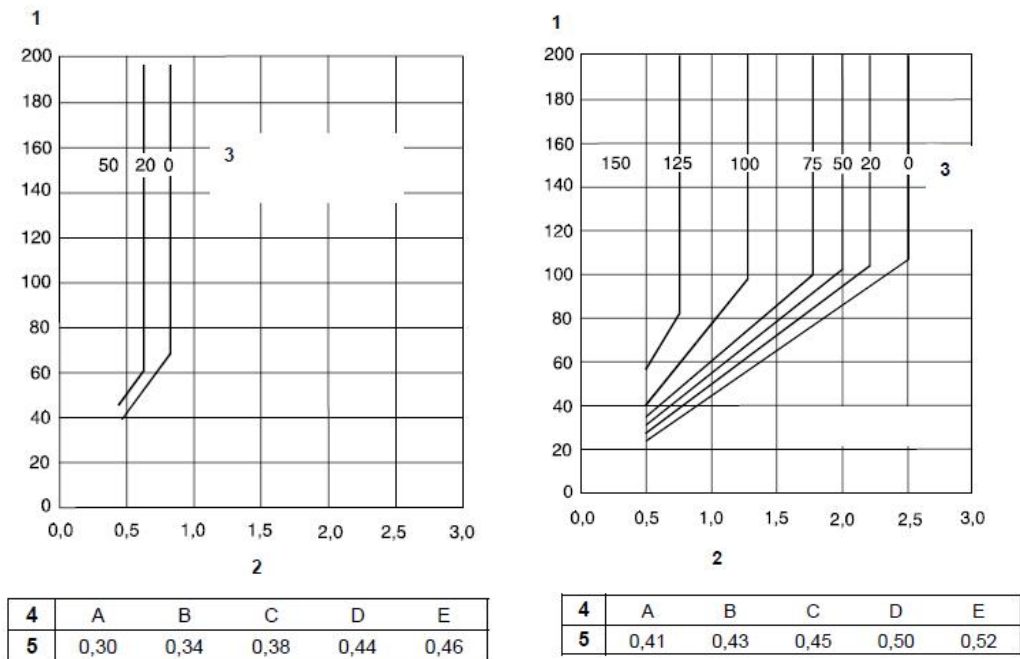
$$T_p = 697 \times CET + 160 \tanh(d/35) + 62 \times HD^{0.35} + (53 \times CET - 32) \times Q - 328 \text{ (}^\circ\text{C)}$$

D는 판재두께 (mm)이며, HD는 확산성 수소함량(ml/100g)이며, Q는 입열량(kJ/mm)을 의미한다.

산정된 예열온도를 보았을 때 CE-33H는 81°C, CE-35L은 70°C, CE-37H는 100°C, CE-44L의 경우 94°C로 계산되었다. 이는 실제 저온균열 제어되는 예열온도와 비교해 보았을 때 CE-33H의 경우 과대산정, CE-35L, CE-37H, CE-44L의 경우 과소산정되었다.

Table 2-2 Hydrogen scale [64]

Diffusible hydrogen content ml/100 g of deposited metal	Hydrogen scale
> 15	A
10 ≤ 15	B
5 ≤ 10	C
3 ≤ 5	D
≤ 3	E



1 Combined thickness, mm
 2 Heat input, kJ/mm
 3 Minimum preheating temperature, °C
 4 Scale
 5 To be used for carbon equivalent not exceeding

Fig. 2-21. Preheat temperature calculation chart of BS EN 1011-2 (a) $C_{eq} = 0.3(\text{scale A}) \sim C_{eq} = 0.46(\text{scale E})$ (b) $C_{eq} = 0.41(\text{scale A}) \sim C_{eq} = 0.52(\text{scale E})$
 [64]

(2) AWS D 1.1 [65]

AWS D 1.1의 경우 Pcm지수를 통해 예열온도를 산정한다. 먼저 아래의 식을 통해 Pcm을 계산하면 CE-33H은 0.22, CE-35L은 0.17, CE-37H는 0.24, CE-44L은 0.19로 산정된다.

$$Pcm = C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/30+Mo/15+V/10+5B$$

이후 확산성 수소량과 Pcm값을 통해 Susceptibility Index를 계산하여 SI에 따라 그룹이 정해지고 최종적으로 Fig. 2-22에 따라 예열온도를 산정한다.

$$SI=12Pcm+\log_{10}(H),$$

SI값에 따른 그룹의 범위는 다음과 같다.

Group A : ≤ 3.0 , Group B : 3.1~3.5, Group C : 3.6~4.0, Group D : 4.1~4.5, Group E : 4.6~5.0, Group F : 5.1~5.5, Group G : 5.6~7.0

SI를 계산하면 CE-33H은 3.3, CE-35L은 2.8, CE-37H는 3.6, CE-44L은 3.0로 산정되며 그룹은 순서대로 B, A, C, A에 해당한다. Fig. 2-22에 따라 산정된 예열온도는 순서대로 80, 20, 110, 20°C이다.

		Minimum Preheat and Interpass Temperature (°C) ^b						
Restraint Level	Thickness ^a mm	Susceptibility Index Grouping						
		A	B	C	D	E	F	G
Low	< 10	< 20	< 20	< 20	< 20	60	140	150
	10–20 incl.	< 20	< 20	20	60	100	140	150
	> 20–38 incl.	< 20	< 20	20	80	110	140	150
	> 38–75 incl.	20	20	40	95	120	140	150
	> 75	20	20	40	95	120	140	150
Medium	< 10	< 20	< 20	< 20	< 20	70	140	160
	10–20 incl.	< 20	< 20	20	80	115	145	160
	> 20–38 incl.	20	20	75	110	140	150	160
	> 38–75 incl.	20	80	110	130	150	150	160
	> 75	95	120	140	150	160	160	160
High	< 10	< 20	< 20	20	40	110	150	160
	10–20 incl.	< 20	20	65	105	140	160	160
	> 20–38 incl.	20	85	115	140	150	160	160
	> 38–75 incl.	115	130	150	150	160	160	160
	> 75	115	130	150	150	160	160	160

^a Thickness is that of the thicker part welded.

^b "<" indicates that preheat and interpass temperatures lower than the temperature shown may be suitable to avoid hydrogen cracking. Preheat and interpass temperatures that are both lower than the listed temperature and lower than Table 3.3 shall be qualified by test.

Fig. 2-22 Minimum Preheat and Interpass Temperatures for Three Levels of Restraint [65]

(3) Ito and Bessyo(Pcm) [66-67]

Ito와 Bessyo가 제안한 식은 AWS D 1.1과 같이 Pcm을 통해 예열온도를 산정한다. 아래의 식에 따라 계산하게 되면 CE-33H는 0.22, CE-35L은 0.17, CE-37H는 0.24, CE-44L은 0.19로 산정된다.

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/30 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

이 후 P_c 와 $T_{preheat}$ 에 따라 예열온도를 산정한다.

$$P_c = P_{cm} + H_{JIS}/60 + t/600 (\%) ; H_{JIS} : \text{JIS Z3118에 따른 확산성 수소량, } t : \text{두께}$$

$$T_{preheat} = 1440P_c - 392 (^\circ\text{C})$$

확산성 수소량을 측정하는 방법은 다양한 방법이 있지만 각각의 측정 방법에는 다음과 같이 상호 관계식이 성립한다. 이에 따라 H_{GC} 는 6.079ml/100g는 H_{JIS} 는 2.89ml/100g로 치환된다. [70]

$$H_{IIW} = 1.27H_{JIS} + 2.19$$

$$H_{GC} = 2 H_{JIS} + 0.3$$

H_{IIW} 는 BS 1719에 따른 확산성 수소량이며, H_{JIS} 는 JIS Z3118에 따른 확산성 수소량이며, H_{GC} 는 가스크로마토그래피법에 따른 확산성 수소량이다.

이에 따라 최종 예열온도는 CE-33H는 83°C, CE-35L은 24°C, CE-37H는 116°C, CE-44L은 54°C이다.

(4) Yurioka(CEN) [68-69]

Yurioka가 제안한 방식은 CEN을 통해 화학 조성을 고려하고 확산성 수소량과 입열량의 변수를 CEN에 가중치를 주어 고려하였고 기준 도표(Master curve)를 통해 예열온도를 산정하게 된다. 이러한 도표는 y-groove test 시험 결과를 토대로 구축되어 신뢰성이 비교적 높다고 할 수 있다. Yurioka 기준도표는 용접입열이 1.7kJ/mm이고 확산성 수소량(H_{IIW}) 5ml/100g인 조건을 표준 조건으로 하고 있다. 강재의 탄소당량을 아래의 CEN에 따라 계산하면 CE-33H는 0.31627, CE-35L은 0.24698, CE-37H

는 0.36648, CE-44L은 0.27199이다.

$$CEN = C + A(C) \{ Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B \}$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh\{20(C - 0.12)\}$$

Fig. 2-23, 24를 통해 확산성 수소량과 입열량에 따른 ΔCEN 을 계산하면 각각 0.01, 0.016이 도출되어 보정된 CEN값은 CE-33H은 0.34, CE-35L은 0.27, CE-37H는 0.39, CE-44L은 0.30으로 산정된다. 이를 토대로 Fig. 2-25에 따라 예열온도를 산정하면 CE-33H은 69°C, CE-35L은 0°C, CE-37H는 115°C, CE-44L은 29°C로 산정된다.

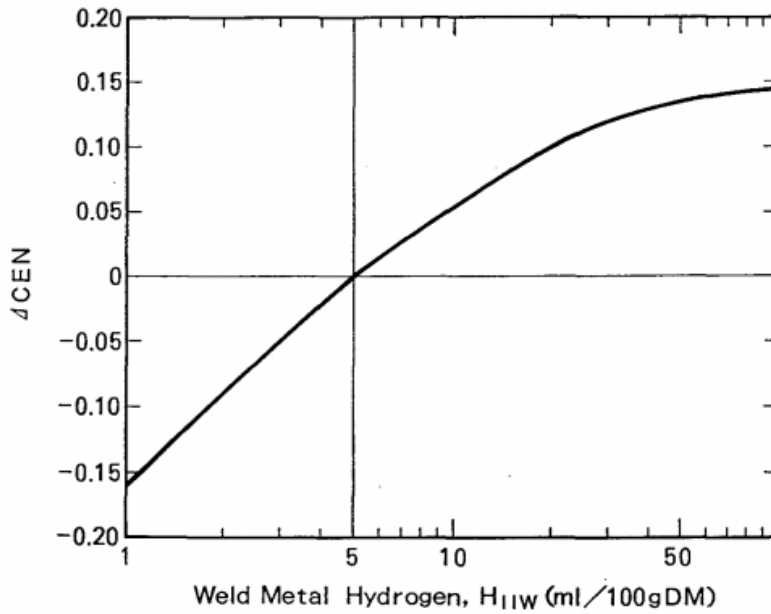


Fig. 2-23 CEN Correction Depending on weld metal hydrogen [69]

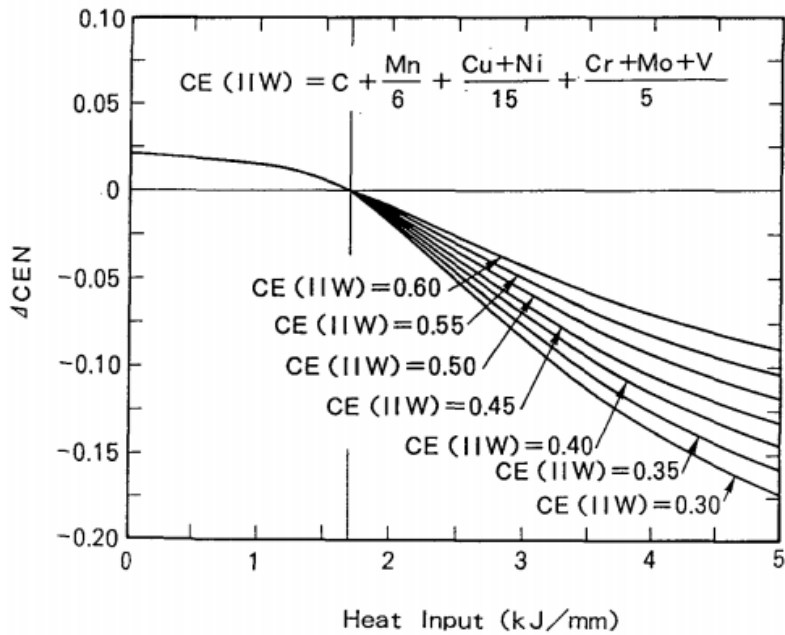


Fig. 2-24 CEN Correction Depending on weld Heat input and CE(IIW) [69]

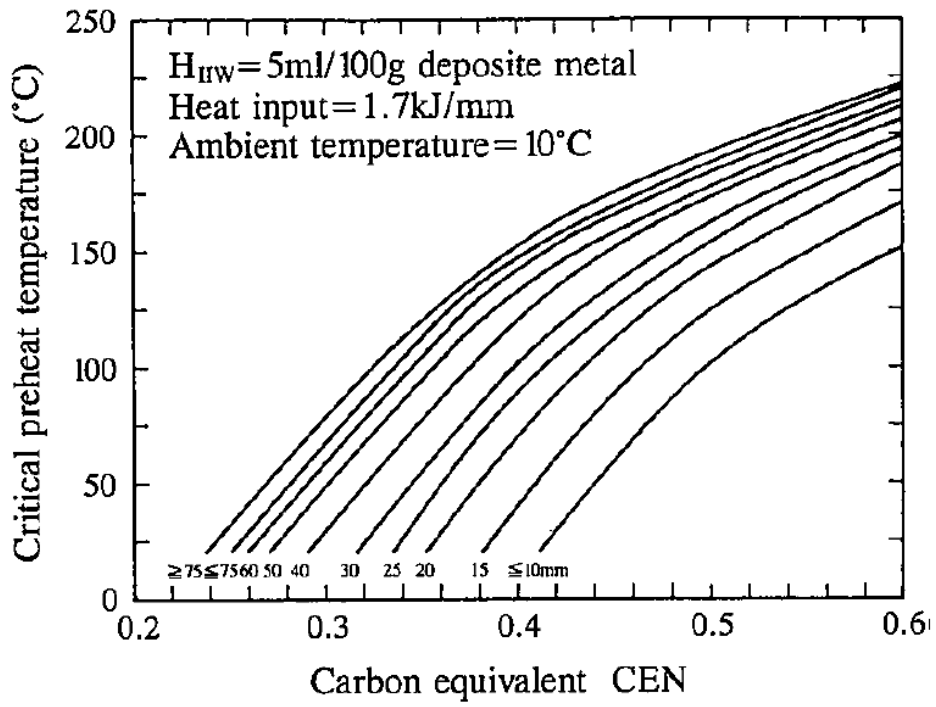


Fig. 2-25 Yurioka master curve [69]

3. 실험 방법

3.1 실험재료

연구에 사용된 강재는 화학성분이 다른 4종의 선급용 TMCP공정을 이용한 HSLA강재를 40mm의 두께로 가공하였다. 용접재료는 H5급 저수소계 FCA wire를 사용하였다. H5의 의미는 확산성 수소 함량이 100g 당 5ml이하의 저수소계 용접재료이다. 강재와 용접재료의 화학조성은 Table 3.1, Table 3.2에 정리하였다. 시편은 탄소당량과 탄소함량에 따라 각각 CE-33H, CE-35L, CE-37H, CE-44L로 표기하였다. 강의 탄소당량은 IIW(International Institute of Welding)에서 사용하는 기준을 적용하여, $C_{eq}(\%) = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 로 계산하여 표3.1에 함께 나타내었다. 이는 탄소당량에 따른 경화능을 알아보기 위한 것이며, 탄소당량은 용접 시 예열 온도나 층간 온도를 결정하는 중요지표로 역할을 한다. [10,71]

Table 3-1. Chemical compositions of the TMCP steels (wt.%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Ni
CE-33H (A grade)	0.15	0.25	1.04	0.01	0.004	0.007
CE-35L (EH40)	0.08	0.28	1.58	0.009	0.003	0.02
CE-37H (DH36)	0.16	0.44	1.19	0.011	0.002	0.003
CE-44L (EH47)	0.06	0.26	1.87	0.007	0.002	0.42
steel	Cr	Ti	Cu	V	Nb	Ceq
CE-33H (A grade)	0.01	0.001	0.02	0.001	0.002	0.327
CE-35L (EH40)	0.02	0.01	0.02	0.003	0.02	0.351
CE-37H (DH36)	0.02	0.01	0.03	0.003	0.01	0.365
CE-44L (EH47)	0.15	0.01	0.17	0.003	0.03	0.442

* Ceq(%) = C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15 [10]

Table 3-2. Chemical compositions of the welding consumable (wt.%)

Welding consumable	C	Si	Mn	P	S	Ni
70ksi grade	0.027	0.53	1.32	0.009	0.006	0.008
Welding consumable	Cr	Ti	Cu	V	Nb	Ceq
70ksi grade	0.03	0.03	0.01	0.017	0.01	0.259

* H5 grade 저수소계 용접재료

3.2 저온균열 시험

저온균열 실험은 다양한 저온균열 시험법 중 예열온도에 따른 저온균열 감수성을 평가하기 용이한 자기구속 시험법 중 하나인 Y-groove test로 진행하였다. [72-73] 용접 시편의 형상 및 치수는 Fig. 3.1에 나타낸 것과 같다. 시험에 사용된 입열량은 8kJ/cm로 Table 3.3에 정리하였다. 보호 가스는 100% CO₂를 사용하였다. 용접 전 wire는 산업현장에서 wire의 대기 중 방치를 고려하여 72시간동안 항온항습조에서 보관 후 사용하였다. 예열온도는 열영향부의 냉각속도를 고려하여 20, 50, 80, 110, 140°C로 시험을 진행하였다. 용접 후 저온균열률 측정은 용접부를 5등분으로 절단한 후 광학현미경으로 균열길이를 측정하여 평균값을 계산하였고, 저온균열률은 아래 수식에 따라 계산하였다.

$$C_{si} = \frac{H_{ci}}{H} \times 100(\%), C_s = \frac{\sum C_{si}}{5} \quad (\text{Eq. 3.1})$$

C_{si}는 i단면에서의 저온균열률(%), H_{ci}는 i단면에서의 루트 균열의 높이(mm), H는 시험 비드의 최소 두께(mm), C_s는 모든 단면의 평균 저온균열률(%)이다.

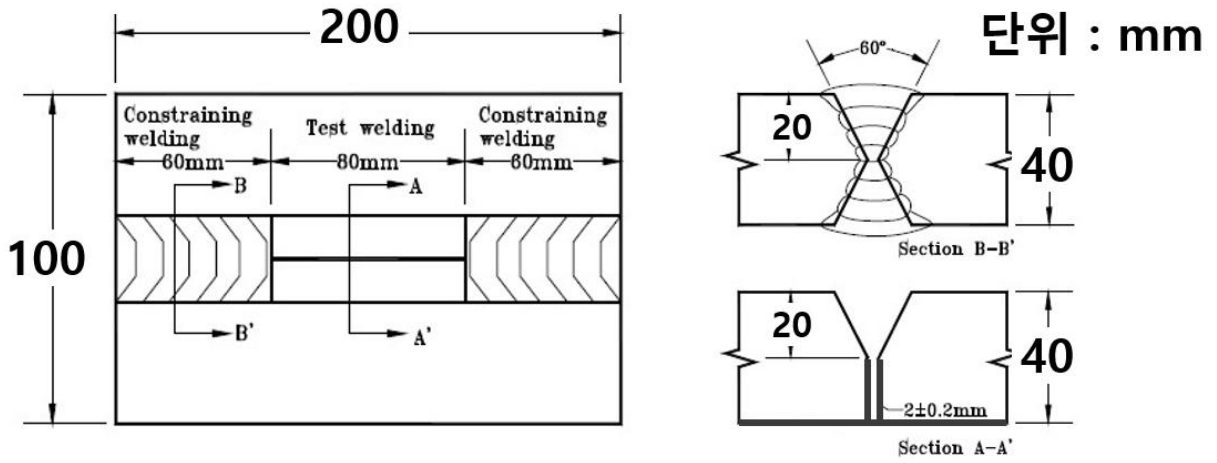


Fig. 3-1. Schematic illustration of y-groove test specimen

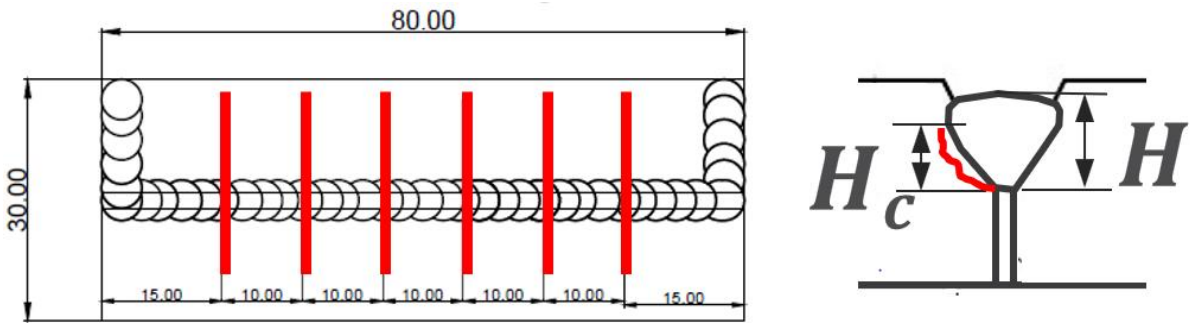


Fig. 3-2. Mearsurement of bead height and crack height

Table 3.3 Y-groove test welding condition

Current (A)	Voltage (V)	Travel Speed (CPM)	Heat Input (kJ/cm)
260	28	55	8

Table 3.4 Wire exposure condition

수소함량 (ml/100g)	용접 재료 노출		
	시간(h)	기온(°C)	습도(%)
6.079	72	30	80

3.3 미세 조직 관찰

미세조직 관찰은 절단된 Y-groove 시편을 $1\mu\text{m}$ 까지 연마한 후 3% 나이탈용액으로 에칭한 후 광학현미경을 통해 관찰하였다. 이와 함께 EBSD(electron backscatter diffraction)를 이용하여 미세조직 인자의 상분류를 정량화하였다. EBSD 분석을 위한 시편은 시편을 $1\mu\text{m}$ 까지 연마한 후 전해연마를 통해 표면은 최종 연마하였다. EBSD 분석은 주사전자현미경 내에서 분석하였으며, 배율은 5000배, step size는 $0.09\mu\text{m}$ 으로 진행하였다. 이 후 데이터 분석은 TSL사(TexSEM Laboratories, Inc.)에서 제공되는 OIM(orientation imaging microscopy) Analysis 소프트웨어를 이용하여 분석하였다.

3.4 파면 관찰

저온균열의 전파 경로 및 파면 관찰은 Y-groove 시편을 $1\mu\text{m}$ 까지 연마한 후 3% 나이탈용액으로 에칭한 후 광학현미경을 통해 관찰하였고, 시편을 $1\mu\text{m}$ 까지 연마한 후 전해연마를 통해 표면은 최종 연마하여 주사전자현미경 내에서 EBSD분석을 하였다. 파면 관찰은 주사현미경을 통해 파면 관찰을 진행하였다.

3.5 경도 측정

용접 열영향부의 경도 측정은 비커스 경도기를 이용하여 2kg, 50g의 하중으로 ASTM 규격에 따라 측정하였다. [74]

3.6 딜라토미터 실험

딜라토미터(Dilatometer) 시험을 통하여 CE-35L과 CE-44L에 대한 용접 열영향부의 강재의 화학 조성에 따른 상변태 분석을 위해 CCT 선도를 도출하였고 이와 함께 냉각속도에 따른 마르텐사이트 조직의 분율을 측정하였다. 시편은 Fig. 3-3과 같이 길이 10mm, 너비 5mm, 두께 1.5 mm로 가공하였다. 열영향부의 상변태를 모사하기 위해 저온균열 실험 시편의 오스테나이트 크기를 관찰하여 열처리 조건을 설정하였다. 열처리 조건은 1050°C에서 50분간 유지하고 5, 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90, 100°C/sec 조건으로 냉각을 진행하였다.

3.7 확산성 수소 측정

확산성 수소 함량의 측정은 AWS A4.3의 가스크로마토그래프법(Gas chromatography)에 따라 용접 후 시편을 급랭시킨 후 용기에 넣어 45°C에서 72시간동안 유지하여 수소량을 측정하였다. 총 4번의 시험을 진행하여 6.833, 6.168, 5.472, 5.844 ml/100g 이 측정되었으며, 평균값은 6.079ml/100g이다.

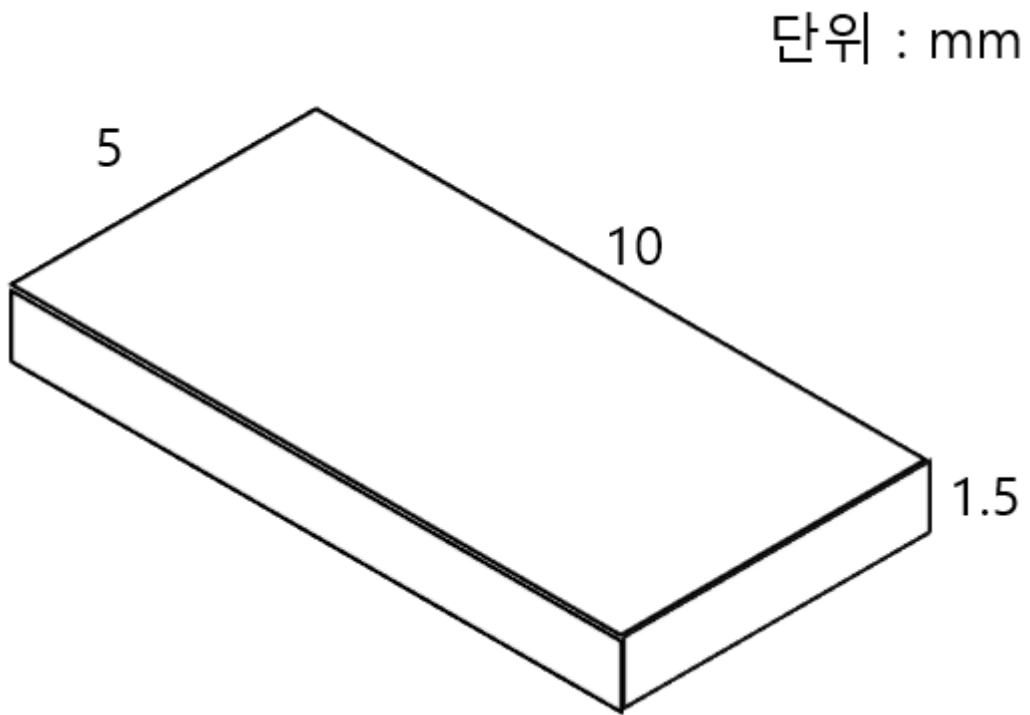


Fig. 3-3 Schematic illustration of dilatometer test specimen

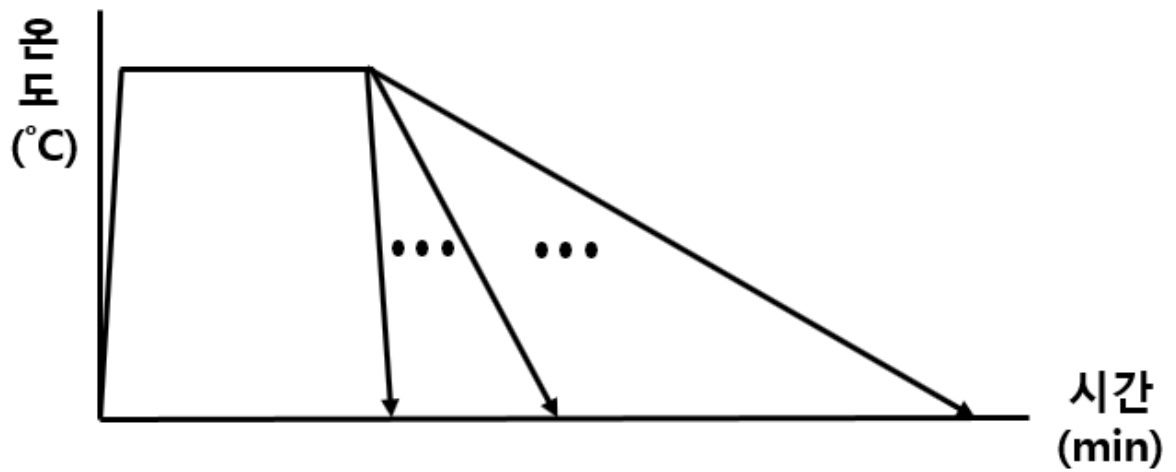


Fig. 3-4 Schematic illustration of dilatometer test condition

4. 실험 결과

4.1 미세조직

본 연구에서 나타나는 HAZ 미세조직은 냉각속도 및 이차상의 분포 및 모양을 기준으로 구분하여 입계 페라이트(Grain boundary ferrite, GBF), 침상형 페라이트(acicular ferrite, AF), 베이나이트계 페라이트(bainitic ferrite, BF), 마르텐사이트(martensite, M)로 나눌 수 있다[26-28]. 입계 페라이트(Grain boundary ferrite, GBF)는 오스테나이트 입계를 따라 형성되며 판케익 형태로 성장한다. 가장 느린 냉각속도에서 형성되고, 대체로 입계를 따라 조대한 결정립이 형성되고, 이로 인해 강도와 인성이 낮은 편이다. 침상형 페라이트(Acicular ferrite, AF)는 GBF에 비해 비교적 빠른 냉각속도에서 형성되는 것이 특징이며 오스테나이트 입내의 개재물로부터 핵생성된다. 불규칙적이며 침상형태의 미세조직으로 고경각입계를 이루며 미세한 결정립 주변에 이차상이 함께 형성되어 강도와 인성이 매우 뛰어나다. 베이나이트계 페라이트(bainitic ferrite, BF)는 AF에 비해 빠른 냉각속도에서 형성되는 것이 특징이며 오스테나이트 입계에서 핵생성되어 이차상이 페라이트 lath 사이에 한방향으로 형성된다. AF에 비해 강도는 높으나 인성이 낮다. 마르텐사이트(Martensite, M)의 경우 가장 빠른 냉각속도에서 무확산 전단 변태로 탄소함량에 따라 lath 또는 plate 형태로 형성된다. 내부의 전위밀도가 높아 강도가 매우 높고 인성이 낮다.

위와 같은 미세조직의 형상학적 특징에 따라 미세조직을 분류하였으며, 미세조직 관찰은 용접 열영향부의 상단, 하단, 중앙부를 관찰해본 결과 위치에 따른 미세조직의 차이가 관찰되지 않았다. 따라서 미세조직 관찰이 용이한 중앙부를 관찰하였다.

Fig. 4-1을 보면, 같은 예열온도에서 강재에 따른 열영향부 미세조직 사진이다. 미세조직 관찰 결과 전반적으로 기지조직이 마르텐사이트 조직을 형성하고 있으며, 일부 베이나이트와 침상형 페라이트가 관찰된다.

Fig. 4-2는 CE-33H시편의 예열온도에 따라 열영향부 미세조직을 촬영한 사진이다. 20°C의 예열온도에서는 열영향부의 미세조직이 기지조직이 마르텐사이트와 일부 베이나이트와 침상형 페라이트로 이루어진 것을 볼 수 있었다. 하지만 예열온도가 증가함

에따라 마르텐사이트의 분율이 줄어들며, 베이나이트와 침상형 페라이트의 분율이 증가하는 것을 알 수 있다. 예열온도 80°C 이상에서는 입계페라이트 미세조직이 관찰되기 시작하며, 이 또한 예열온도 증가에 따라 분율이 증가하는 것을 알 수 있다.

Fig. 4-3은 CE-35L시편의 예열온도에 따라 열영향부 미세조직을 촬영한 사진이다. 20°C의 예열온도에서는 열영향부의 미세조직이 기지조직이 마르텐사이트와 일부 베이나이트와 침상형 페라이트로 이루어진 것을 볼 수 있었다. 하지만 예열온도가 증가함에 따라 마르텐사이트의 분율이 줄어들며, 베이나이트와 침상형 페라이트의 분율이 증가하는 것을 알 수 있다. 예열온도 80°C에서 입계페라이트 미세조직이 관찰되기 시작하며, 이 또한 예열온도 증가에 따라 분율이 증가하는 것을 알 수 있다.

Fig. 4-4는 CE-37H시편의 예열온도에 따라 열영향부 미세조직을 촬영한 사진이다. 20°C의 예열온도에서는 열영향부의 미세조직이 기지조직이 마르텐사이트와 베이나이트로 이루어진 것을 볼 수 있었다. CE-33H, CE-35L의 미세조직과 비교하였을 때 보다 많은 마르텐사이트 조직이 관찰되며 이에 따라 베이나이트의 분율이 다른 강재에 비해 낮은 것이 특징이다. CE-37H강재에서는 50°C의 예열온도에서 침상형 페라이트가 관찰되기 시작하며 예열온도 80°C에서 입계페라이트 미세조직이 관찰되기 시작하며, 이 또한 예열온도 증가에 따라 분율이 증가하는 것을 알 수 있다. 그리고 예열온도가 증가함에 따라 마르텐사이트의 분율이 줄어들며, 베이나이트와 침상형 페라이트의 분율이 증가하는 것을 알 수 있다.

Fig. 4-5는 CE-44L강재의 예열온도에 따른 열영향부 미세조직을 촬영한 사진이다. CE-37H와 유사하게 20°C의 예열온도에서는 열영향부의 미세조직이 기지조직이 마르텐사이트와 베이나이트로 이루어진 것을 볼 수 있었다. CE-33H, CE-35L, CE37H의 미세조직과 비교하였을 때 보다 많은 마르텐사이트 조직이 관찰되며 이에 따라 베이나이트의 분율이 다른 강재에 비해 낮은 것이 특징이다. CE-44L강재에서는 50°C의 예열온도에서 침상형 페라이트가 관찰되기 시작하며 예열온도 80°C에서 입계페라이트 미세조직이 관찰되기 시작하며, 이 또한 예열온도 증가에 따라 분율이 증가하는 것을 알 수 있다. 그리고 예열온도가 증가함에 따라 마르텐사이트의 분율이 줄어들며, 베이나이트와 침상형 페라이트의 분율이 증가하는 것을 알 수 있다.

Fig. 4-6은 각 조직의 분율을 측정한 값이다.

하지만, HAZ 미세조직은 다양한 조직이 복잡하게 형성되어 있어서 광학현미경 사진만으로 형태학적 특징을 분석하기에는 어려움이 있다. 특히, 마르텐사이트와 베이나이트는 저온균열에 매우 취약하므로 광학 현미경만으로 이를 모두 판단하기에는 무리가 있다. 따라서 본 연구에서는 EBSD를 이용하여 HAZ에 형성되는 미세조직의 형태학적인 특징을 통해 보다 신뢰성 높은 미세조직 관찰을 하고자 하였다.

Fig. 4-7 ~ Fig. 4-10에는 각 균열이 제어되는 온도에서의 EBSD분석 결과를 나타내었다. 마르텐사이트 조직의 경우 오스테나이트를 급랭할 때 생성된다. 이러한 마르텐사이트는 급랭에 의해 확산이 이루어지지 못하고 탄소가 시멘타이트와 페라이트로 분리되지 못하고 체심입방격자의 8면체형 자리(Octahedral site)에 갇혀 체심정방(BCT, Body Centered tetragonal)결정구조를 가지며, 탄소의 고용에 의해 한축의 격자 상수 c 가 다른 두축의 격자상수 a 보다 큰 것이 특징이다. [68-69] 이러한 마르텐사이트의 결정학적 특징을 이용하여 Confidence Index(CI)를 달리하여 EBSD phase map을 통해 마르텐사이트 조직의 분율을 측정하였다.

Fig. 4-7은 CE-33H의 예열온도 50°C에서의 EBSD phase map이며, 각각 Fig. 4-8, 4-9, 4-10은 CE-35L, CE-37H, CE-44L의 phase map이다. 모든 시편에서 잔류 오스테나이트는 검출되지 않았으며, 마르텐사이트의 분율은 광학현미경을 통한 것과 유사한 값인 69.3%, 79.4%, 72.3%, 83.4%로 측정되었다.

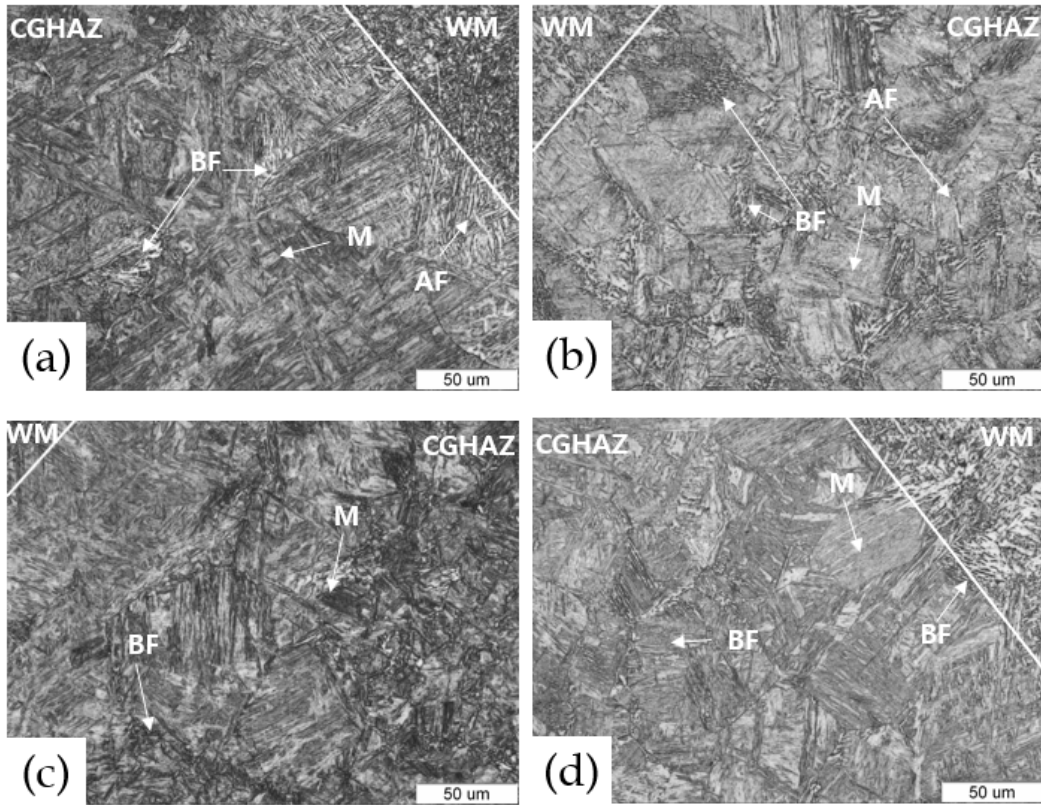


Fig. 4-1. Optical micrographs of the CGHAZ (a) CE-33H, (b) CE-35L, (c) CE-37H, and (d) CE-44L specimens, Nital etched

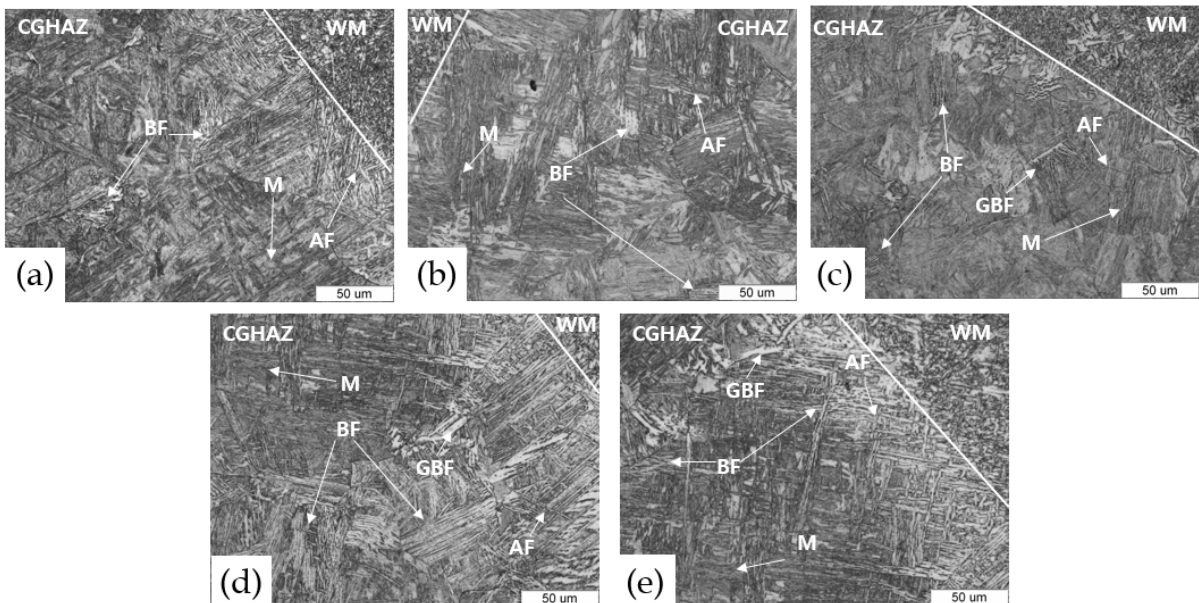


Fig. 4-2. Optical micrographs of the CGHAZ CE-33H (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

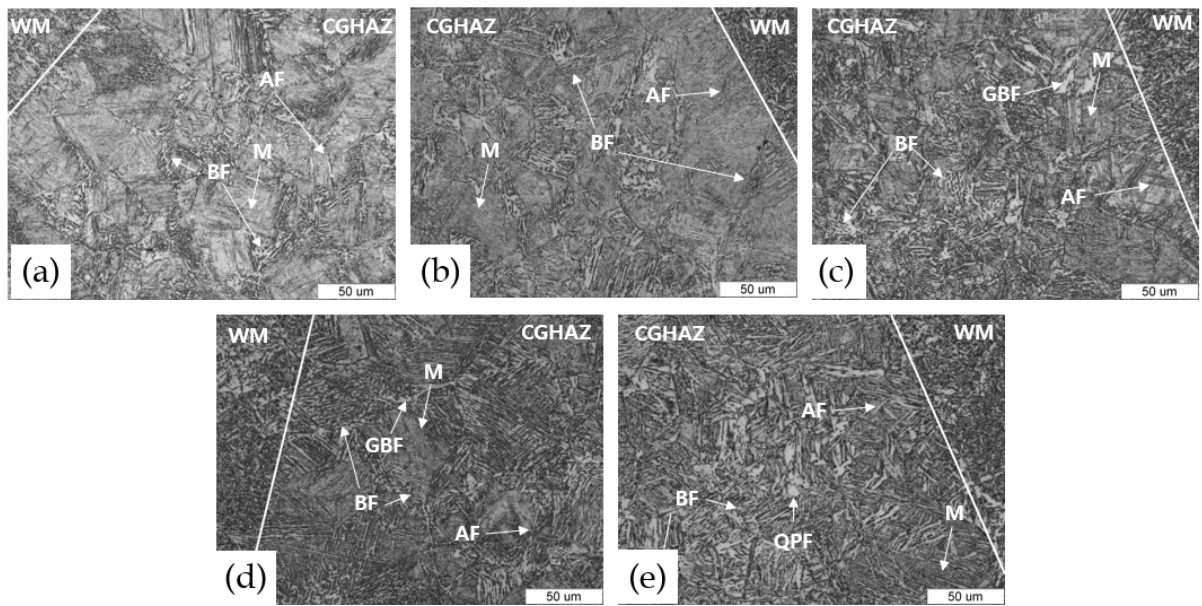


Fig. 4-3. Optical micrographs of the CGHAZ CE-35L (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

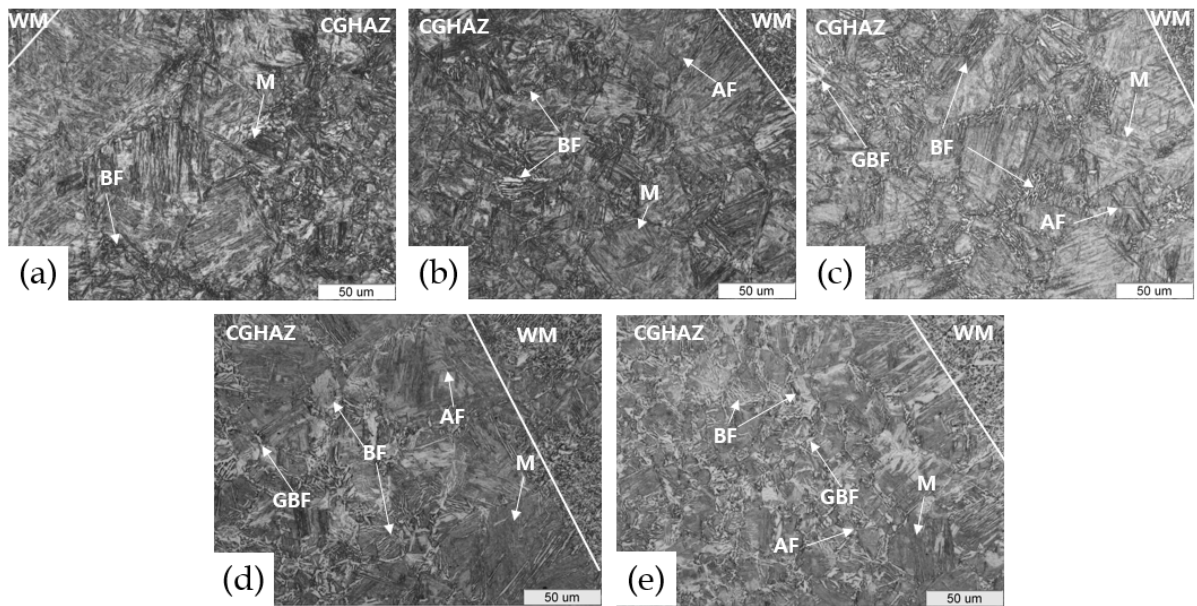


Fig. 4-4. Optical micrographs of the CGHAZ CE-37H (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

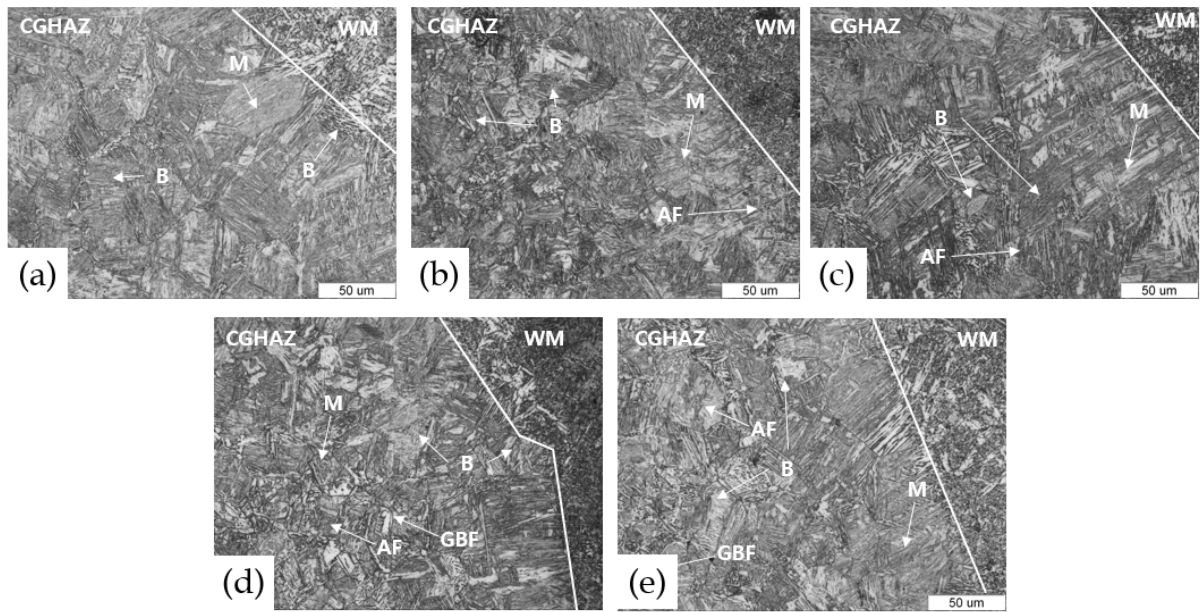


Fig. 4-5. Optical micrographs of the CGHAZ CE-44L (a) 20°C, (b) 50°C, (c) 80°C, (d) 110°C and (e) 140°C specimens, Nital etched

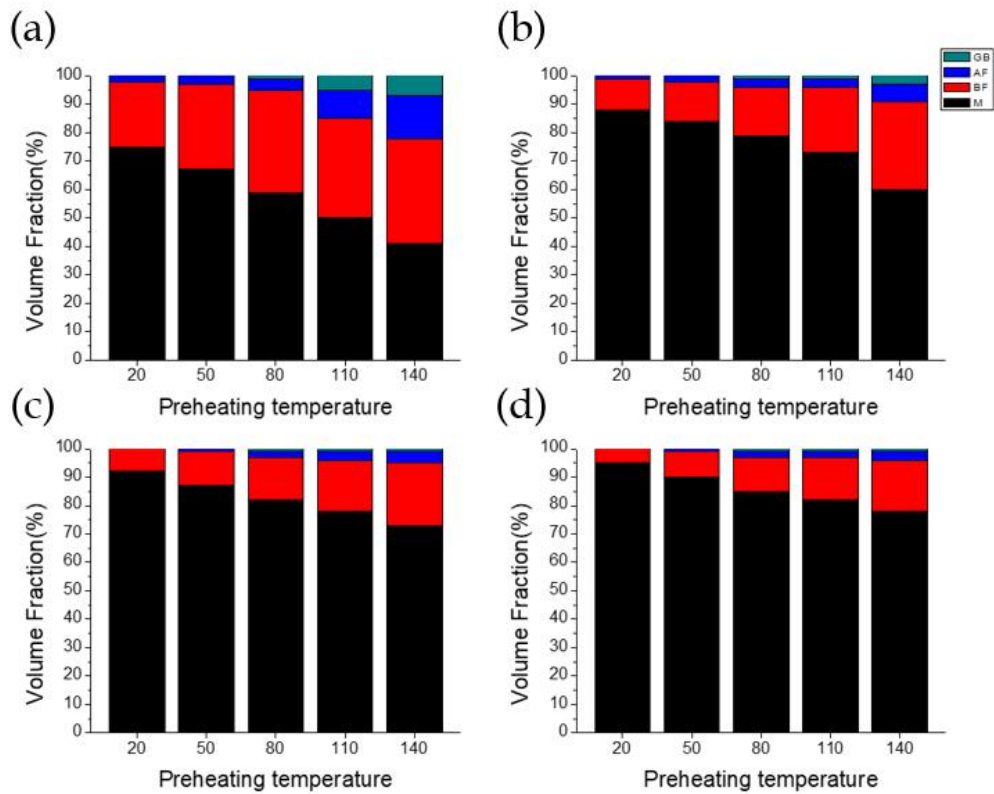
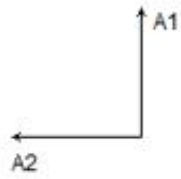
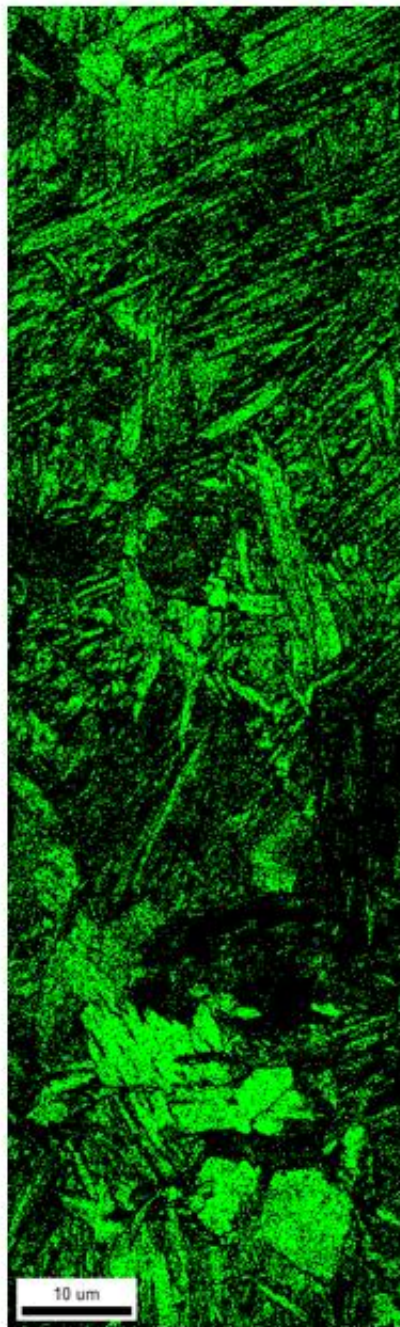


Fig. 4-6. Volume Fraction of microstructure of the CGHAZ measured by preheating temperature for (a) CE-33H, (b) CE-35L, (c) CE-37H, (d) CE-44L



(Highlighted Points)/(Total Number of Points) = 0.000
 (Highlighted Points)/(Number of Good Points) = 0.000
 (Highlighted Points)/(Number of Partition Points) = 0.000

Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Phase

Phase	Total Fraction	Partition Fraction
Austenite	0.000	0.000
Ferrite	0.303	1.000

Boundaries: <none>

Fig. 4-7. EBSD results of CE-33H in preheating temperature 50°C specimen;
 phase map

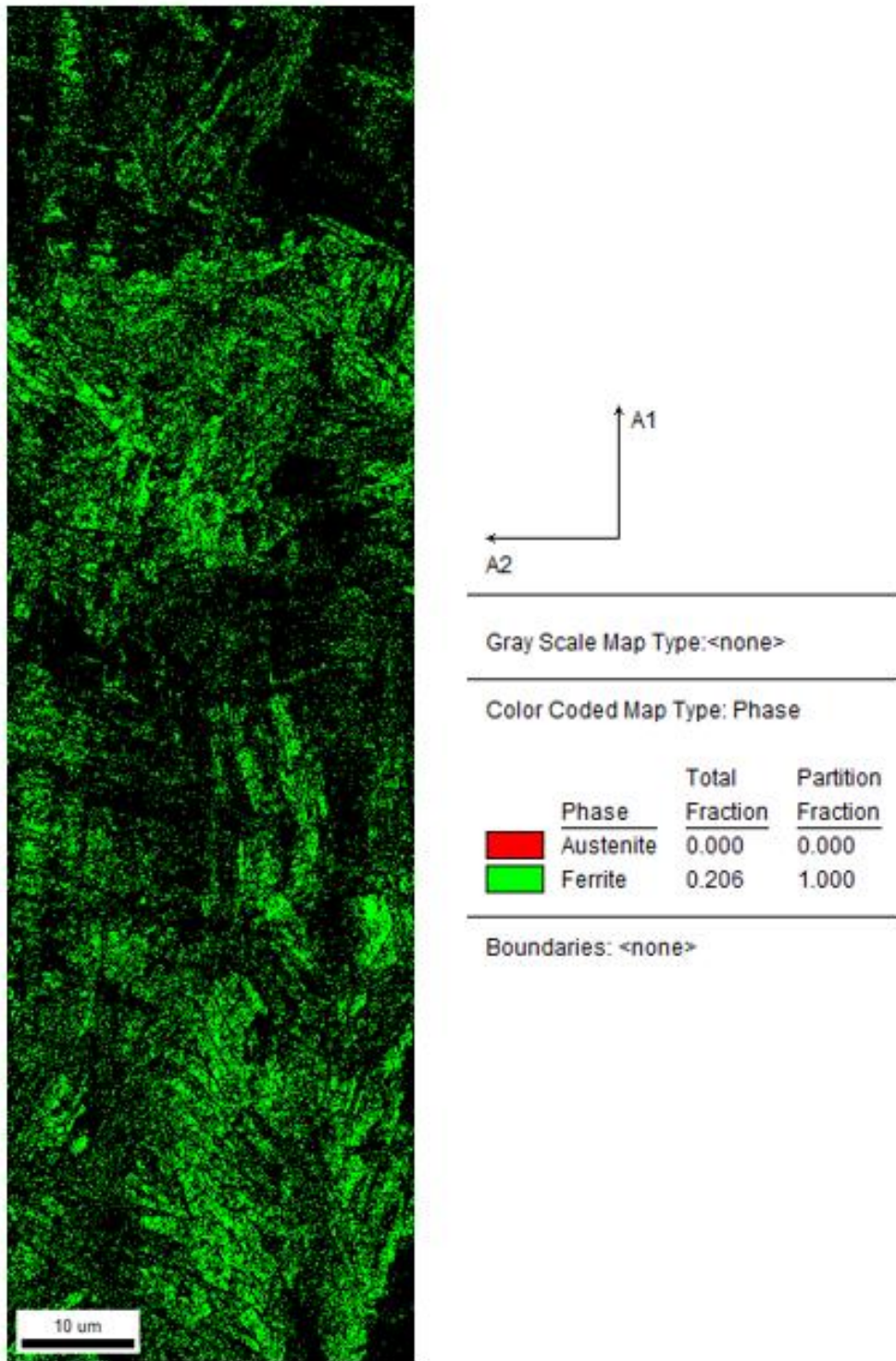
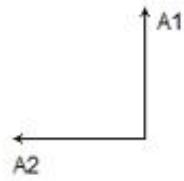
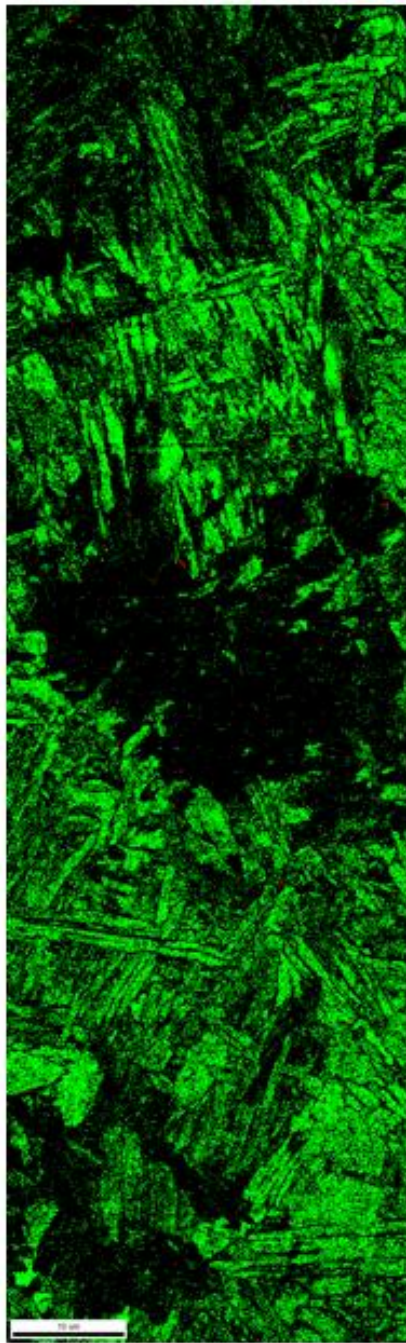


Fig. 4-8. EBSD results of CE-35L in preheating temperature 80°C specimen; phase map



Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Phase

Phase	Total Fraction	Partition Fraction
■ Austenite	0.001	0.002
■ Ferrite	0.277	0.998

Boundaries: <none>

Fig. 4-9. EBSD results of CE-37H in preheating temperature 140°C specimen;
phase map

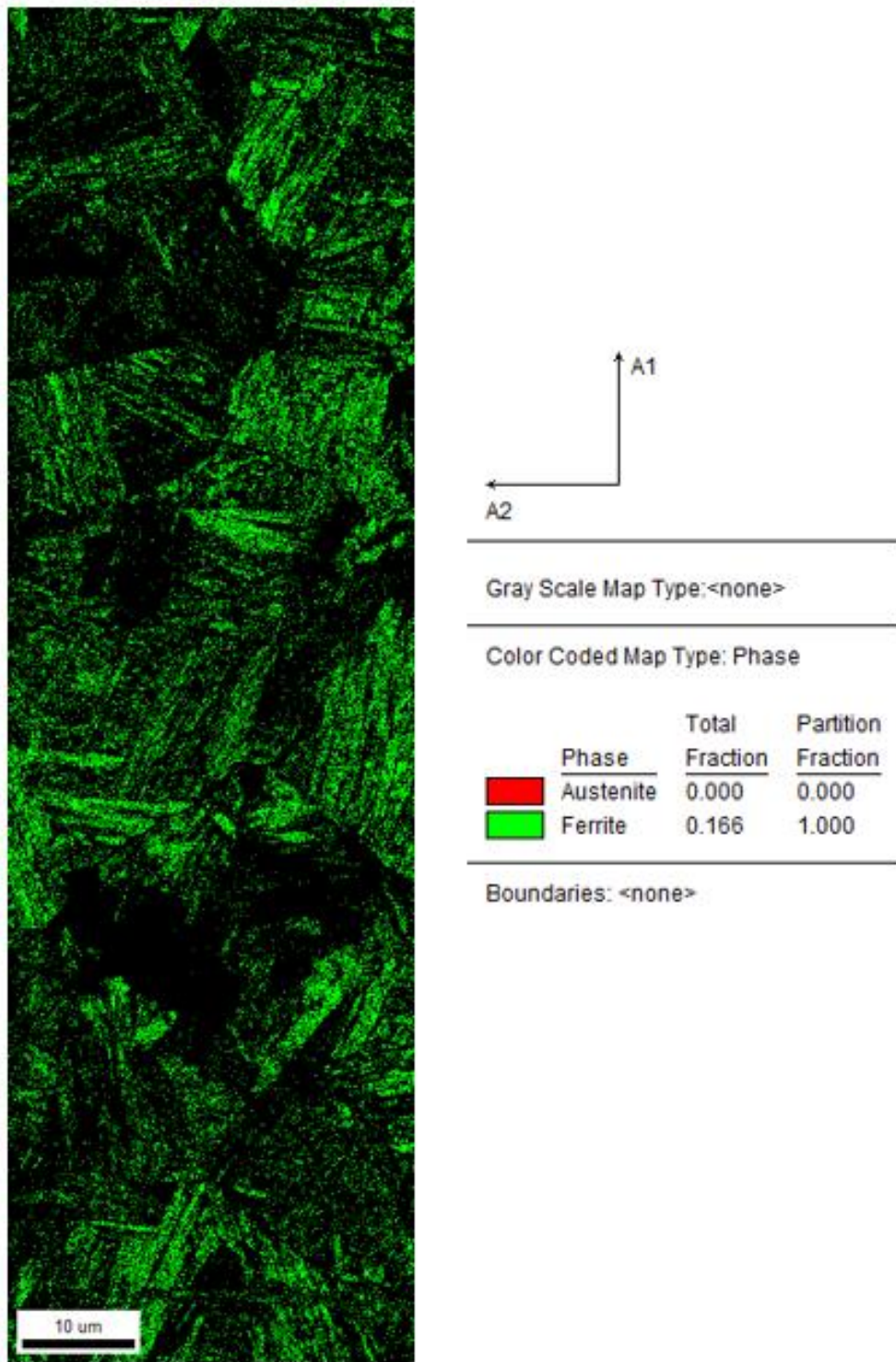


Fig. 4-10. EBSD results of CE-44L in preheating temperature 110°C specimen; phase map

4.2 저온균열 시험결과

Fig. 4-11, 12 은 PT 결과에 대한 사진이다. 시험 결과 CE-37H의 모든 예열온도와 CE-44L의 예열온도 20°C에서 균열이 관찰되었다. 시편의 균열률을 측정하기 위해 절단하여 마크로 현미경으로 촬영한 후 Fig. 4-13, 14에 정리하여 나타내었다. Fig. 4-15 은 균열률을 측정한 결과를 나타낸 것이며 예열온도의 증가, 탄소당량의 감소에 따라서 균열률이 감소하였다. 그리고 CE-33H의 경우 50도에서 균열 제어되었으며, CE-35L의 경우 예열온도 80도, CE-44L의 경우 예열온도 110도에서 균열 제어되었다. 하지만 CE-37H의 경우 CE-44L보다 낮은 탄소당량에도 불구하고 예열온도 140도의 온도에서도 균열 발생하였고 모든 시편 중에서 가장 높은 균열률이 나타났다.

Fig. 4-11. Penetration test picture of CE-33H, CE-35L


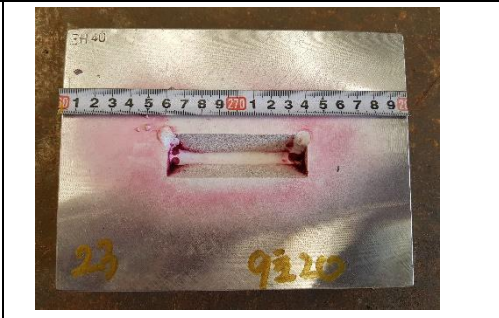

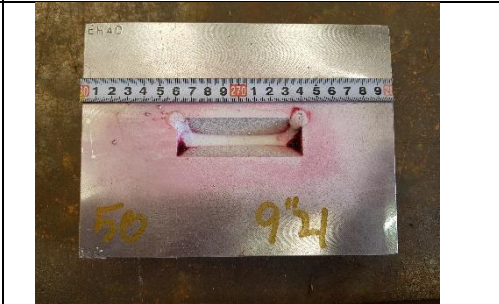






강종 예열온도(°C)	CE-33H	CE-35L
20		
50		
80		
110		
140		

Fig. 4-12. Penetration test picture of CE-37H, CE-44L

강종 예열온도(°C)	CE-37H	CE-44L
20		
50		
80		
110		
140		

Fig. 4-13. Optical micrographs of CE-33H, CE-35L measuring for crack ratio


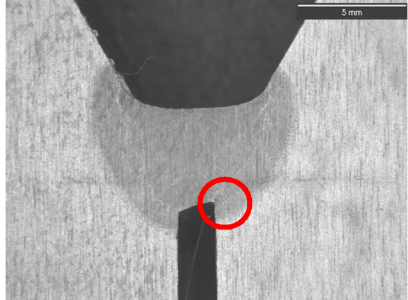
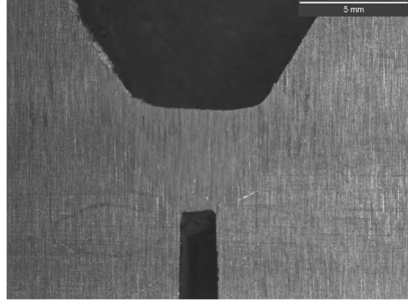
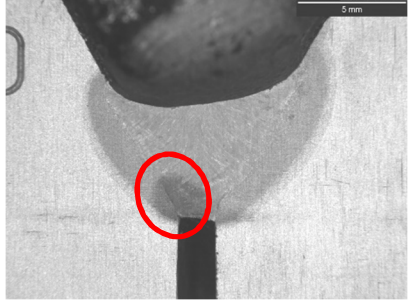
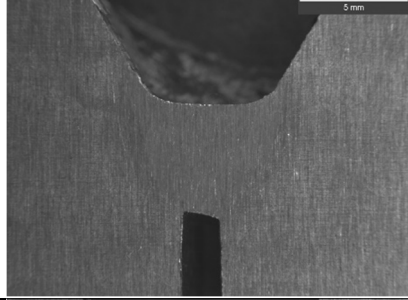
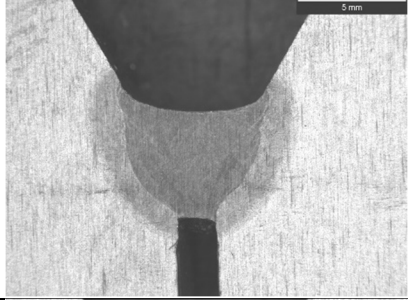
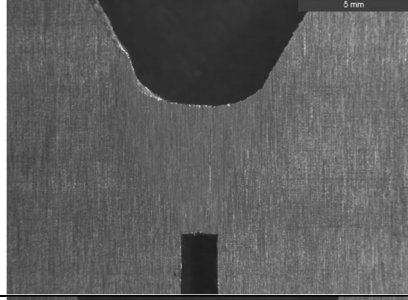
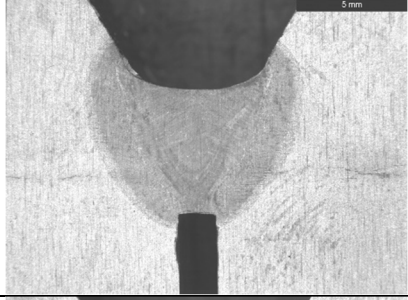
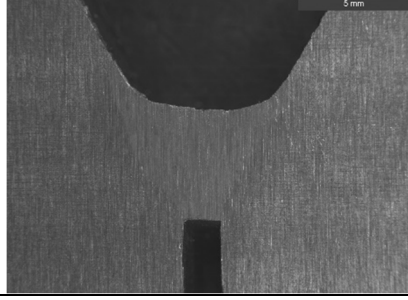
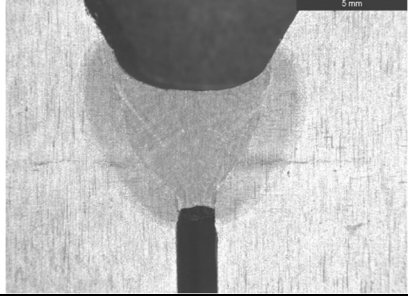

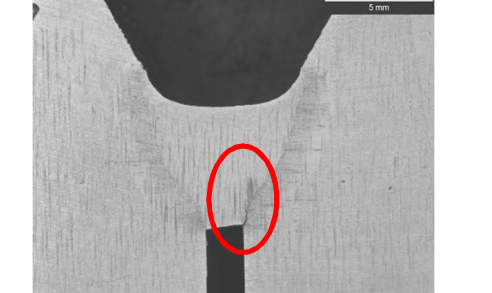

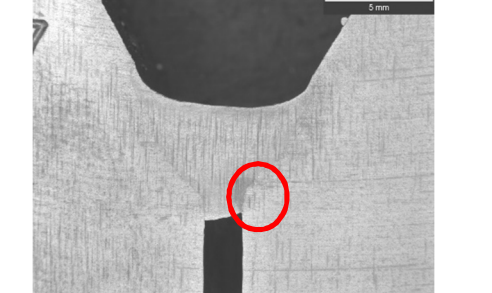

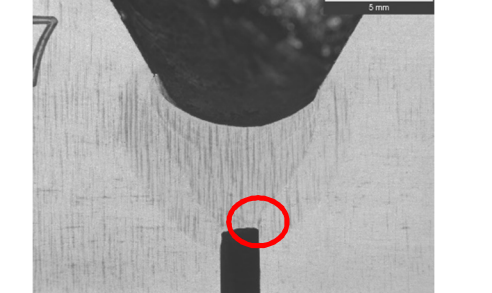


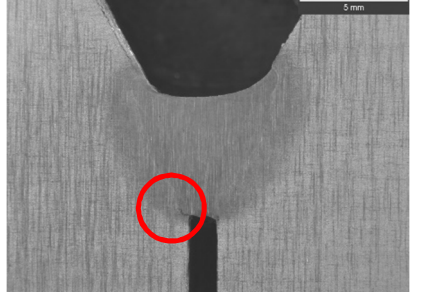
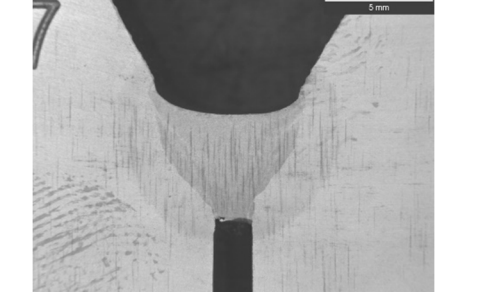
<div style="text-align: right;">강종</div> <div style="text-align: left;">예열온도(°C)</div>	CE-33H	CE-35L
20		
50		
80		
110		
140		

Fig. 4-14. Optical micrographs of CE-37H, CE-44L measuring for crack ratio

<div style="text-align: right;">강종</div> <div style="text-align: left;">예열온도(°C)</div>	CE-37H	CE-44L
20		
50		
80		
110		
140		

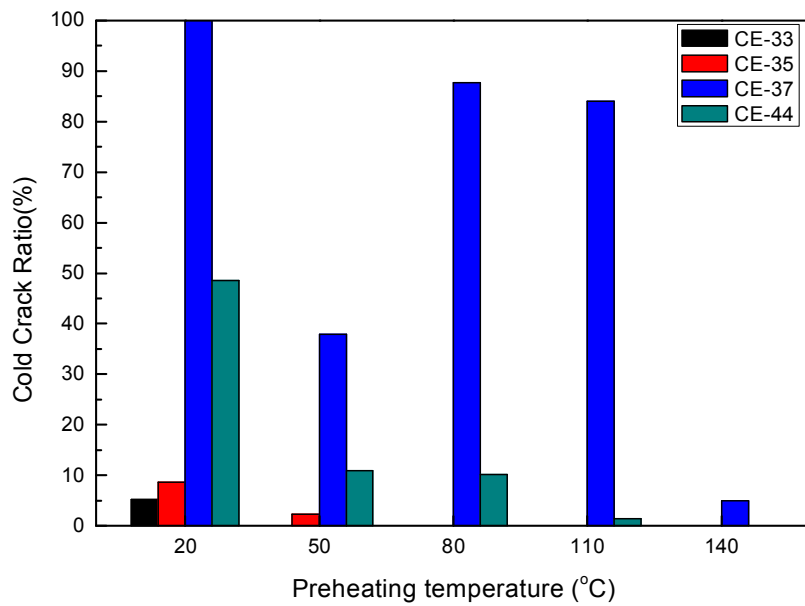


Fig. 4-15. Cold crack ratio as function of preheating temperature by steels

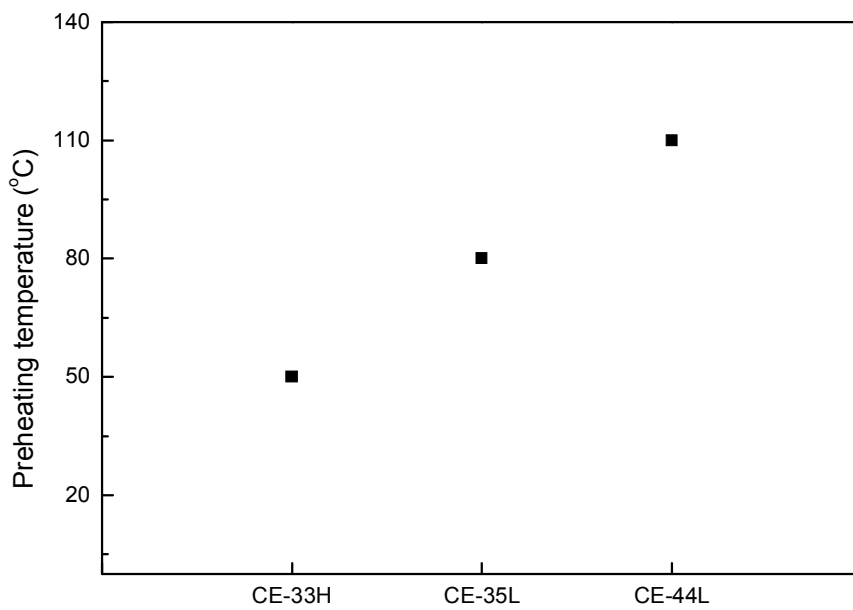


Fig. 4-16. Preheating temperature at which the no cracks began

4.3 딜라토미터 실험 결과

용접의 과정에서 가열되어 형성된 오스테나이트는 다시 냉각되면서 여러 조직을 형성하는데, 주로 핵생성 site로 작용하는 곳은 구 오스테나이트 결정립계와 복합산화물 등의 개재물이 있다[33-39, 50-51, 75]. 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[50, 76-77]. 따라서, 오스테나이트에서 베이나이트, 마르텐사이트로 조직이 변태될 때 구 오스테나이트 결정립계는 핵생성 site로 작용하기 때문에 오스테나이트 결정립의 크기(austenite grain size, AGS)는 BF, M의 형성에 영향을 줄 수 있다. Barbaro 등[39]은 AGS에 따른 HAZ에서의 AF의 분율을 측정한 결과, AGS가 증가함에 따라 AF의 분율이 증가하는 결과를 얻었다. 이에 대해 Bhadeshia 등[50]은 AGS가 너무 작으면 구 오스테나이트 결정립계에서 핵생성된 베이나이트, 마르텐사이트 조직에 의해 내부의 개재물에서 AF가 핵생성되지 못하기 때문이라고 보고하였다. 즉, AGS가 너무 작으면 활성화 에너지가 낮아서 구 오스테나이트 결정립계에서 빠르게 조직이 형성되어 오스테나이트 결정립을 차지하게 되어 복합산화물이 페라이트 핵생성 site로 작용할 공간을 제공하기 어렵게 된다. [95]

반면, AGS가 충분히 크면 활성화 에너지가 낮은 구 오스테나이트 결정립계에서 조직의 변태가 빨리 일어나더라도 오스테나이트 결정립 내부에 충분한 공간이 존재하여 복합산화물에서 페라이트가 형성될 수 있다. 따라서 열영향부의 AGS가 중요하다고 할 수 있다. 본 연구에서 저온균열 시편의 열영향부의 AGS를 측정한 결과를 Fig. 4-17에 나타냈다. 강종, 예열온도에 상관없이 AGS는 30~40 μm 로 비슷하였다. 따라서 딜라토미터 테스트를 위한 열처리 조건을 위한 실험을 진행하였고, 그 결과 1050°C에서 50분 동안 가열할 경우 CGHAZ와 유사한 AGS를 가지는 것을 알 수 있었다.

앞선 열처리 조건에 따라 딜라토미터 실험을 진행하였고 그 결과로 Fig. 4-22, 23의 CCT 도표를 도출하였다. 강재에 따른 CCT 도표를 보면, 탄소당량의 증가는 경화능을 상승시켜 같은 냉각속도에서도 저온 변태상으로 변태가 증가한다. 이와 함께, Fig. 4-24의 딜라토미터 실험 데이터를 통해, 온도에 따른 변위 곡선에서 변태가 나타나기 전과 후의 선형화를 한 뒤 레버룰(lever rule)을 통해 온도에 따른 상변태 분율을 Fig.

4-25에 나타내었다. 마르텐사이트 변태온도를 Andrew 식을 통해 계산하였다. [78] 계산된 Ms 값은 CE-35L은 448°C, CE-44L : 457°C로 계산 되었으며, Ms이하의 변태는 마르텐사이트 분율로 생각하였다. 이에 따라 계산된 마르텐사이트 분율은 Table 4-1에 나타내었고, 이 값은 실제 저온균열 시편의 조직 분율과 유사한 값을 확인하였다.

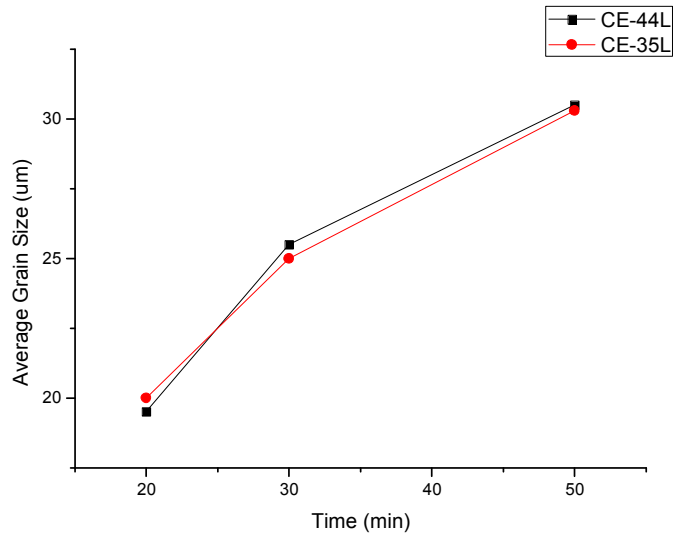


Fig. 4-17. Austenite grain size as function of heat treatment time



Fig. 4-18. Optical micrographs of the CGHAZ CE-35L for CGHAZ AGS measuring

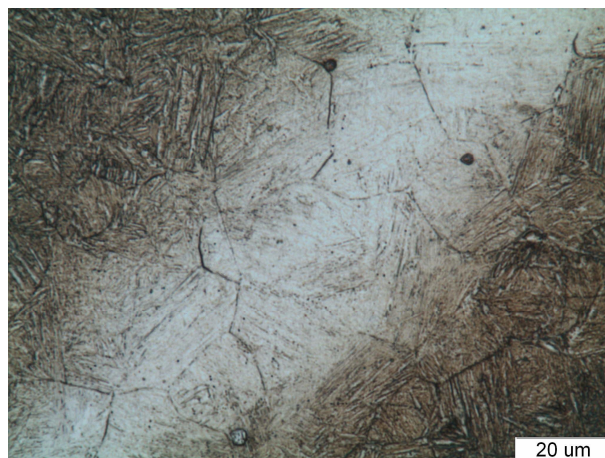


Fig. 4-19. Optical micrographs of the CGHAZ CE-35L in 1050°C during 50minuite

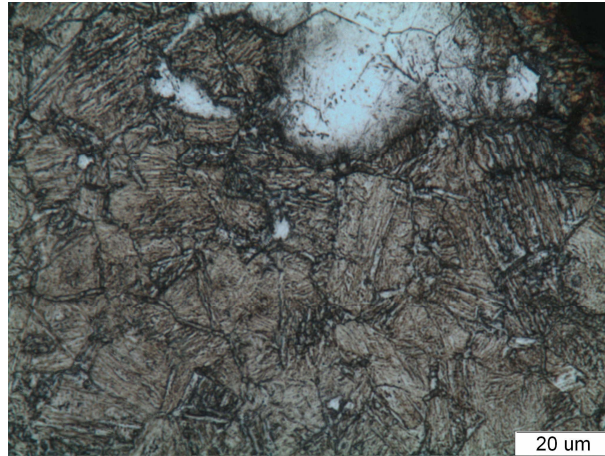


Fig. 4-20. Optical micrographs of the CGHAZ CE-44L for CGHAZ AGS measuring

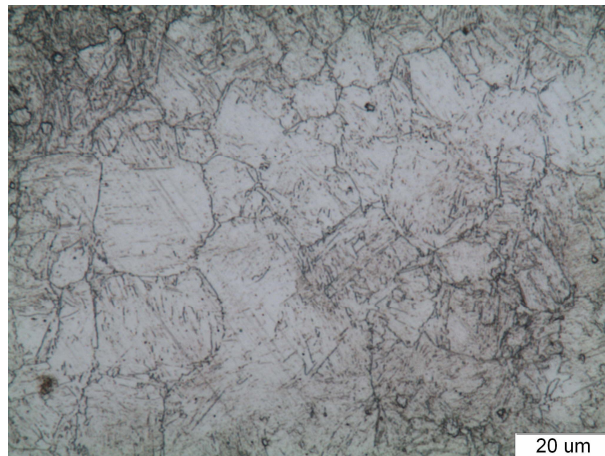


Fig. 4-21. Optical micrographs of the CGHAZ CE-44L in 1050°C during 50minuite

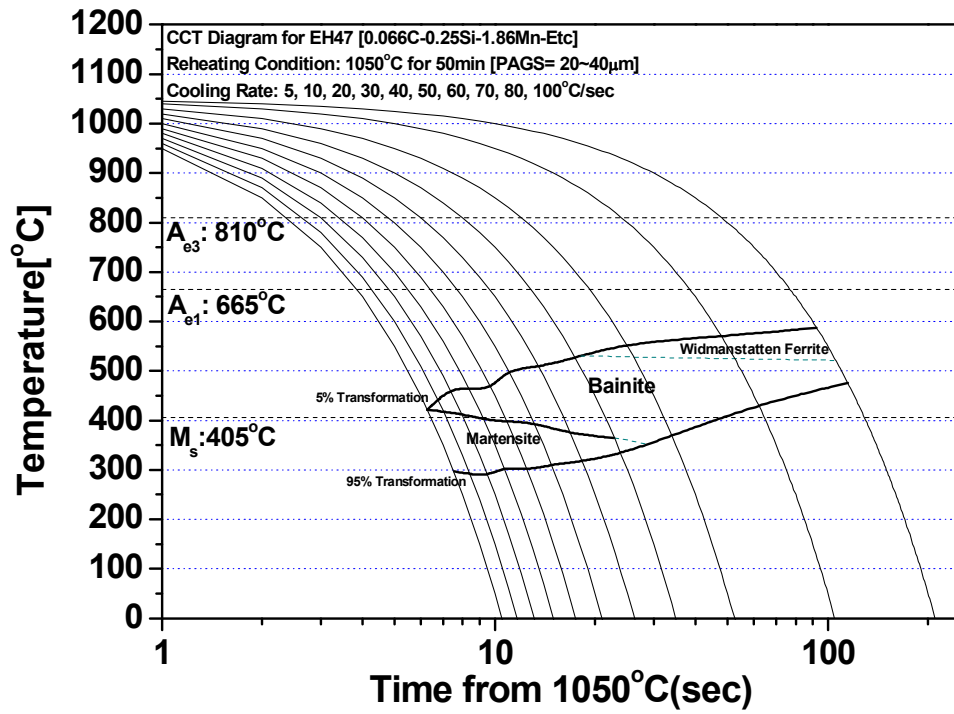


Fig. 4-22. CCT diagram for CE-44L

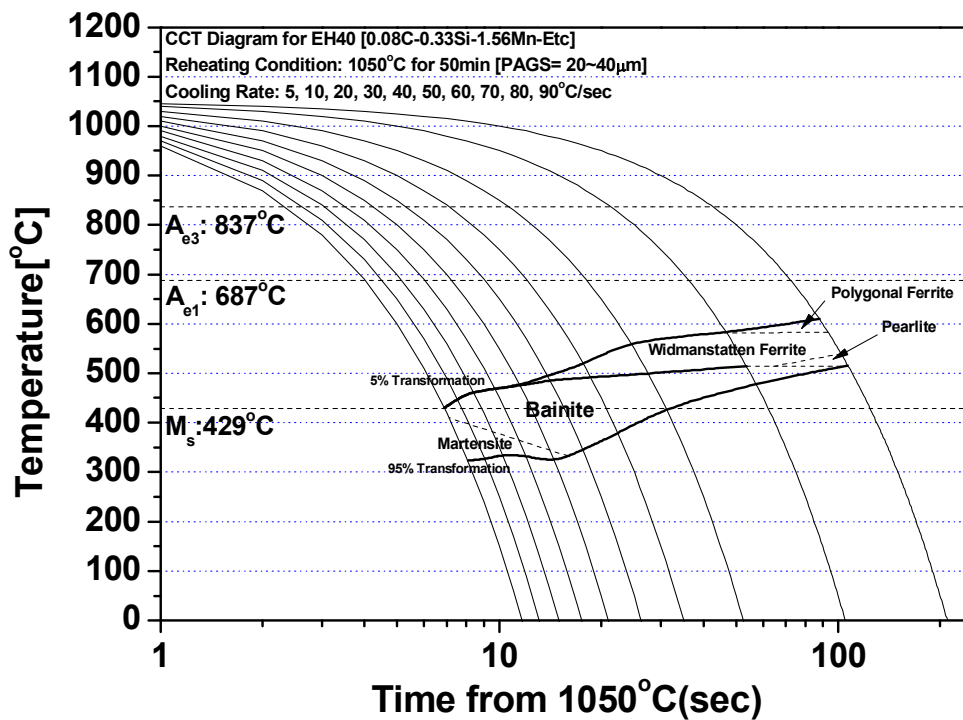


Fig. 4-23. CCT diagram for CE-35L

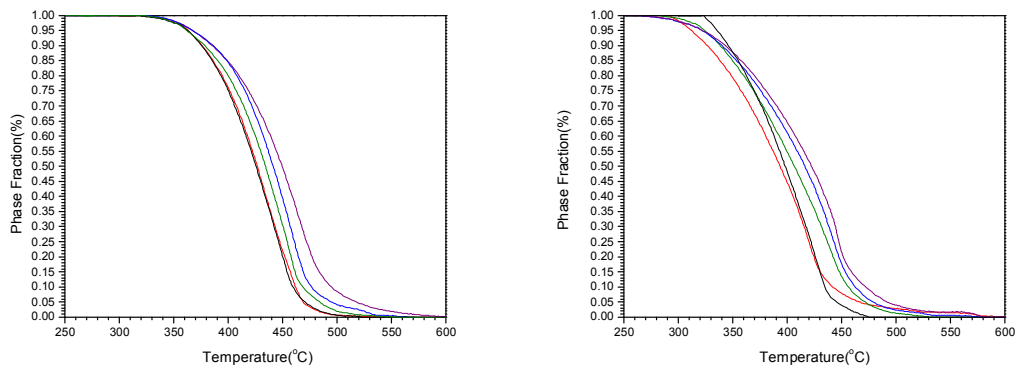


Fig. 4-24. Phase transformation volume fraction curve of (a) CE-44L, (b) CE-35L

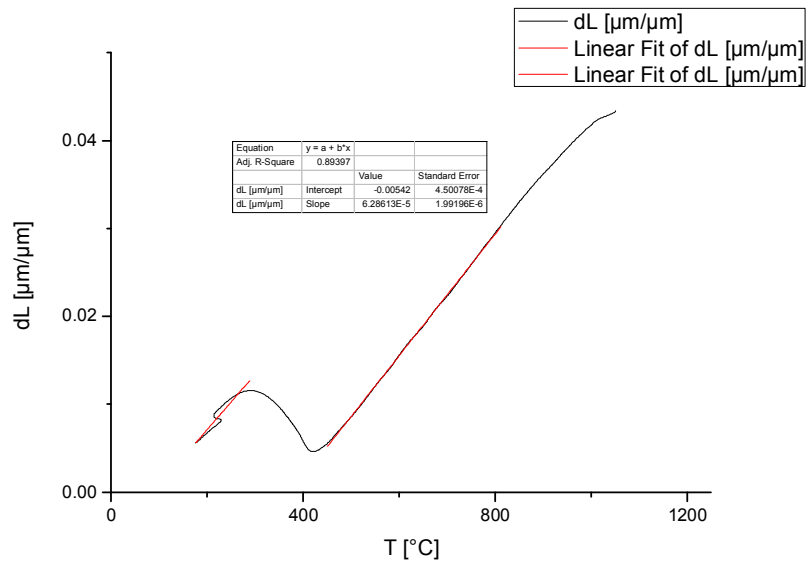


Fig. 4-25. Dilatation curve as function of temperature for CE-44L in preheating temperature 80°C

Table 4-1. Martensite volume fraction by cooling rate

Cooling rate (°C/s)	CE-35L	CE-44L
	Martensite fraction(%)	Martensite fraction(%)
100	88.53	95.77
90	85.565	91.7
80	79.71	85.562
70	70.78	81.02
60	58.42	76.74

4.4 파면, 파단면 분석 결과

Fig. 4-26, 27, 28은 저온균열 시험편의 파면을 관찰한 사진이다. 파면의 형상은 저온균열의 전형적인 파면인 입계 파괴(intergranular fracture, IGF)가 대부분을 이루었고 일부분에서만 입내 파괴의 일종인 의벽개 파괴(quasi-cleavage fracture, QCF)가 나타났다. 이러한 입계 파괴는 주로 구 오스테나이트 입계를 따라 베이나이트 및 마르텐사이트 조직을 통해 파괴가 나타난다. [56]

Fig. 29, 30, 31, 32은 저온균열 시험편의 파단면을 분석한 사진이다. 분석 결과, 모든 균열들이 CGHAZ를 따라 균열이 전파되며 마르텐사이트와 베이나이트 조직을 따라 균열이 전파된 것을 확인할 수 있었다. 명확한 분석을 위해 CE-36H-50 CE-44L-80에 대해서 EBSD 분석을 진행하였다. EBSD 결과에서도 앞선 광학현미경을 통해 본 것과 마찬가지로 마르텐사이트 조직을 따라 입계파괴와 입내파괴가 번갈아가며 나타나며, AF조직을 만날 때 균열 전파의 굴절이 발생한 것을 알 수 있다.

지금까지의 연구 결과에 대해서 정리를 하면 저온균열은 베이나이트와 마르텐사이트 분율이 높을수록 잘 일어나고, 저온균열 발생 시 균열 전파 경로 작용을 하며, 저온균열의 대표적인 입계 파괴에 크게 기여한다는 걸 알 수 있다. 반대로, 침상형 페라이트의 분율이 증가할수록 저온균열은 감소되었으며, 의벽개 파괴가 증가하며, 저온균열에 대한 저항성이 높은 미세조직임을 확인할 수 있었다.

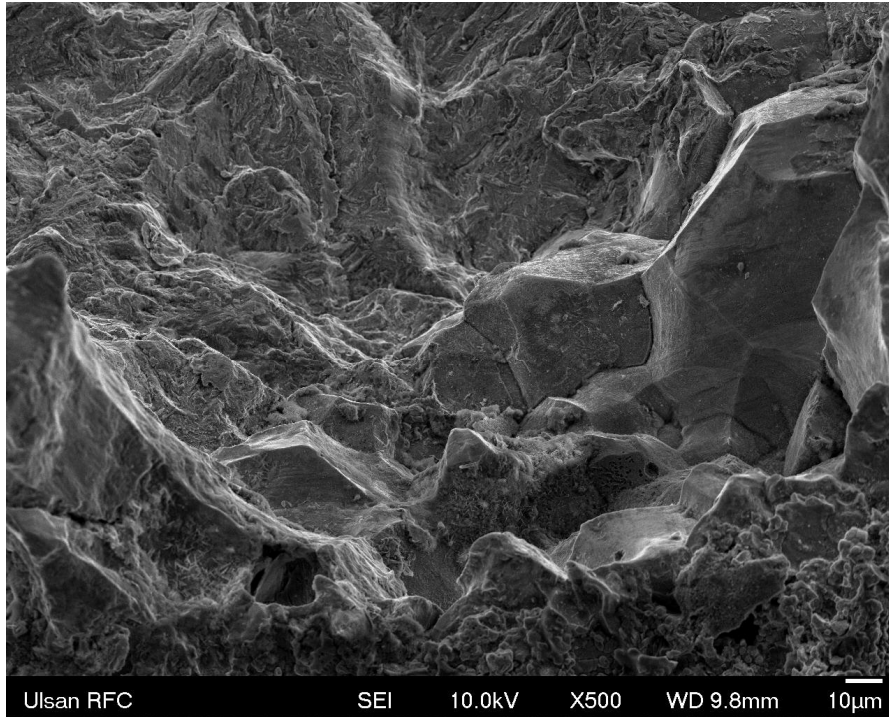


Fig. 4-26. Fractographs of Y-groove specimens fractured at CE-33H specimen

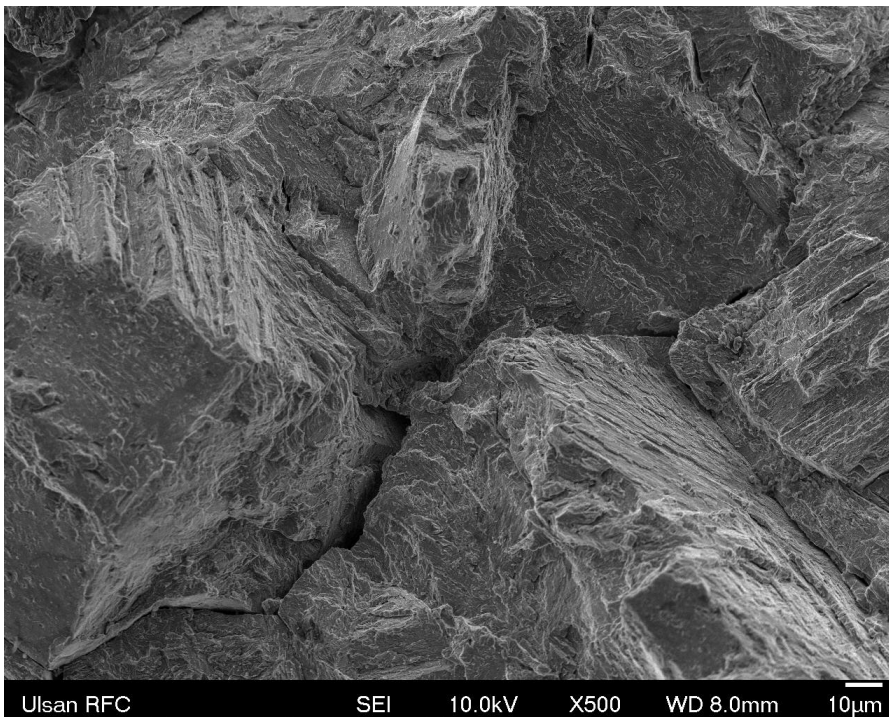


Fig. 4-27. Fractographs of Y-groove specimens fractured at CE-37H specimen

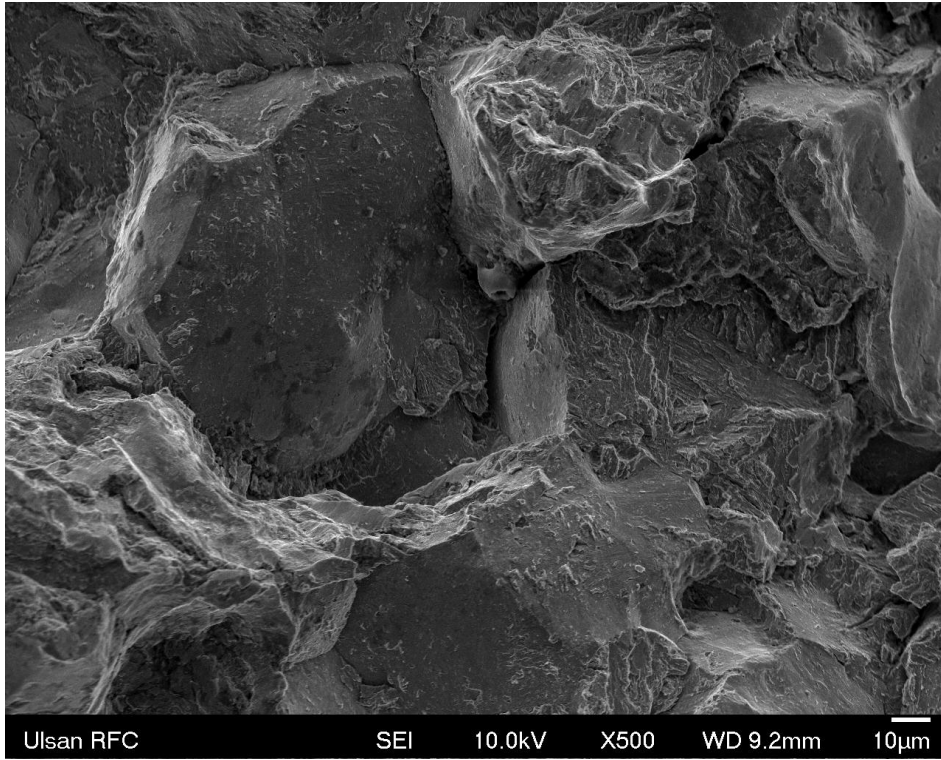


Fig. 4-28. Fractographs of Y-groove specimens fractured at CE-44L specimen

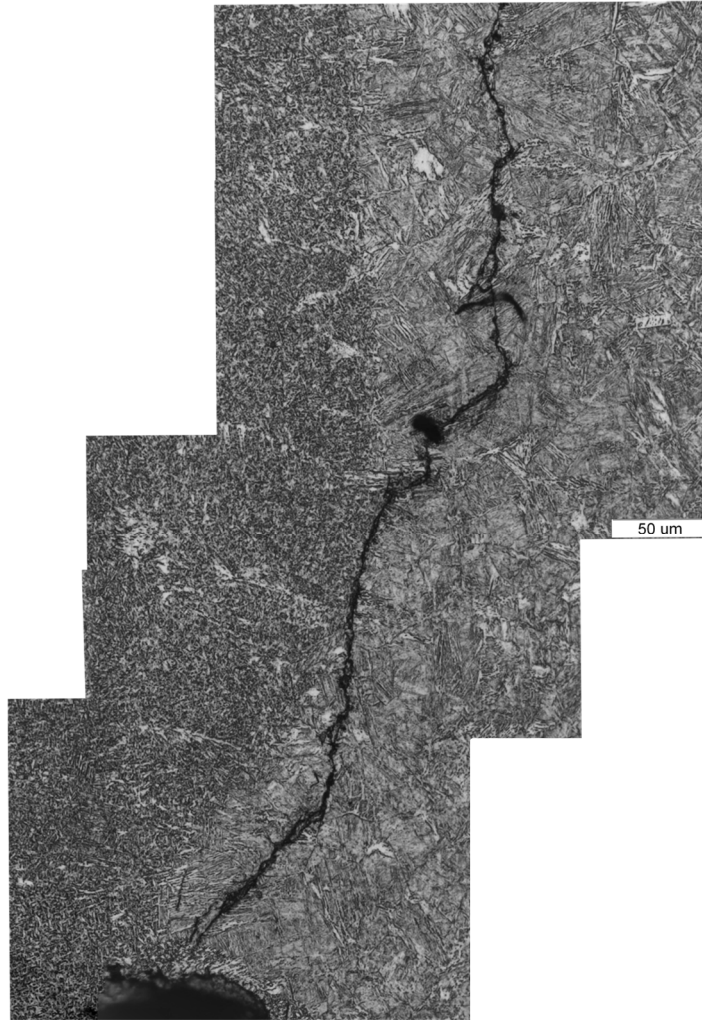


Fig. 4-29. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-35L crack path

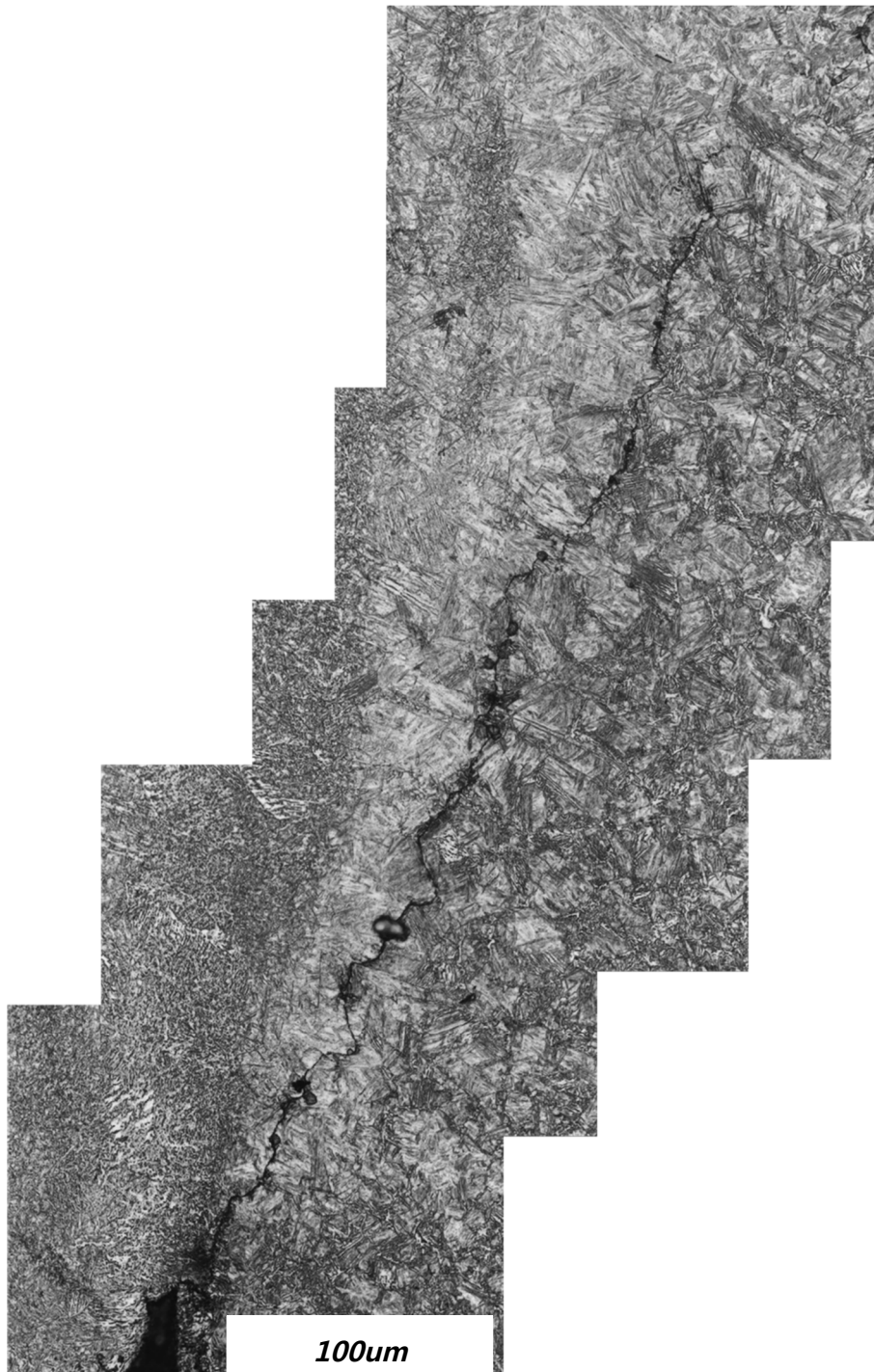


Fig. 4-30. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-37H crack path

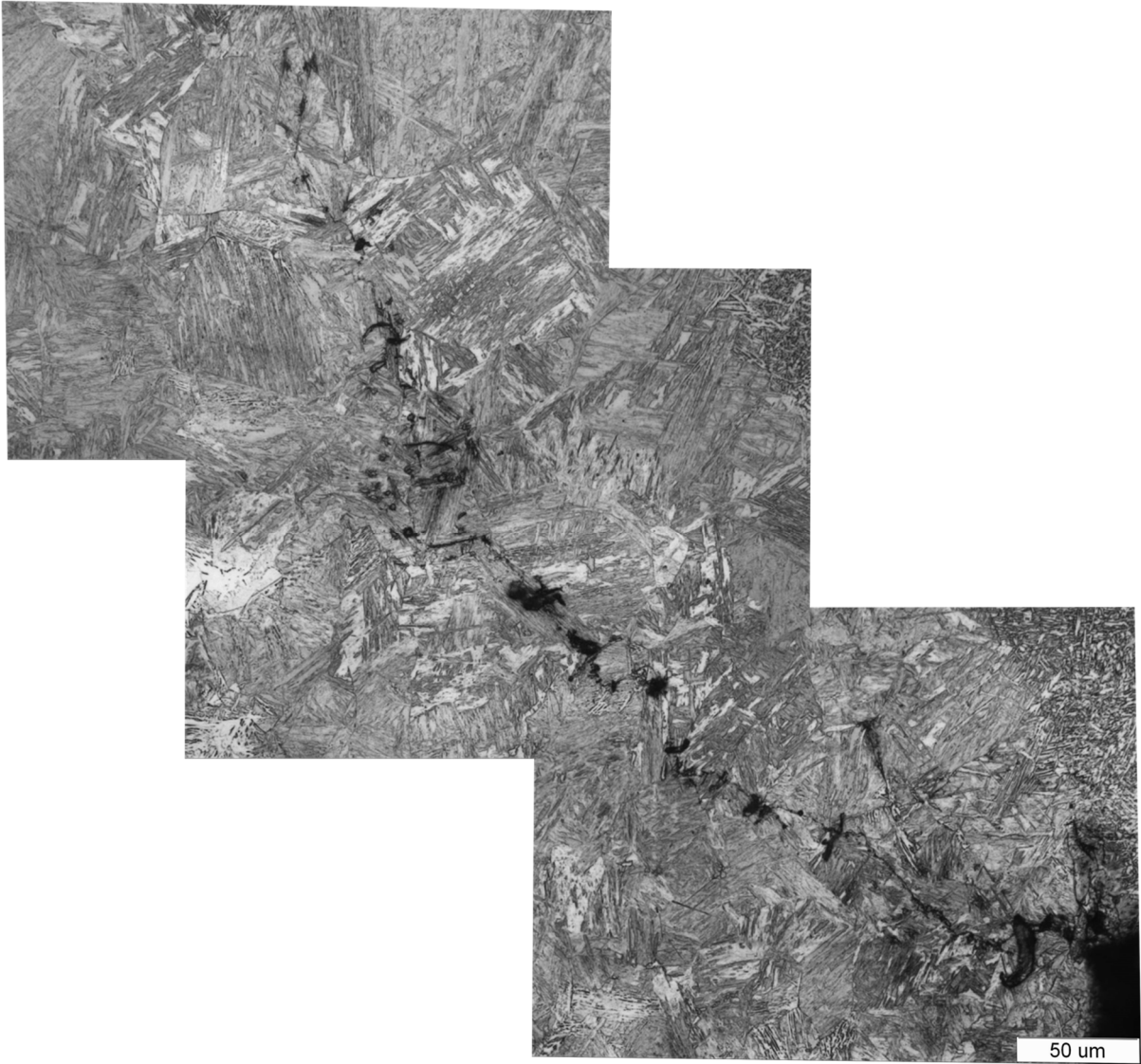


Fig. 4-31. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-33H crack path

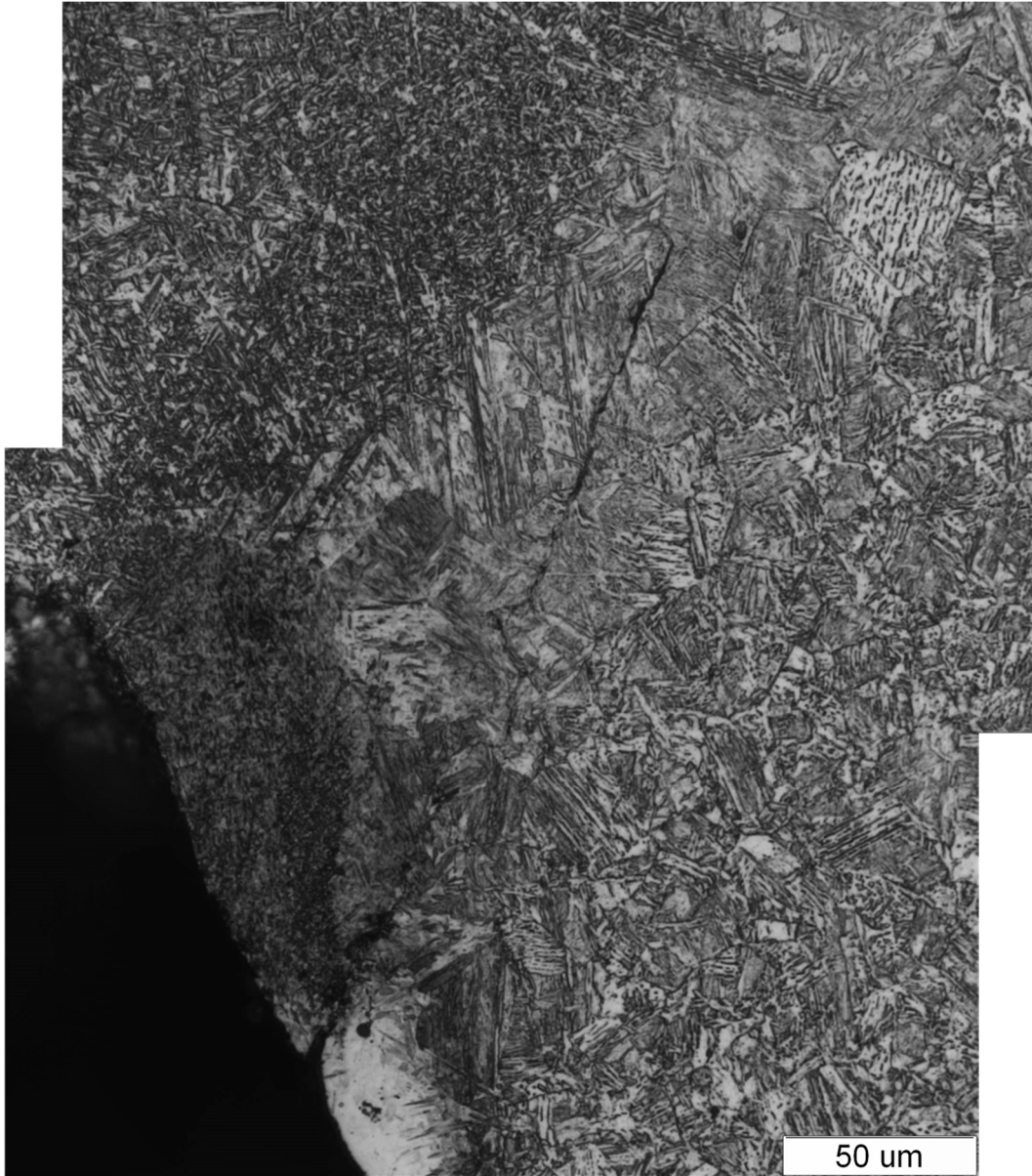


Fig. 4-32. Optical micrograph of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for CE-44L crack path

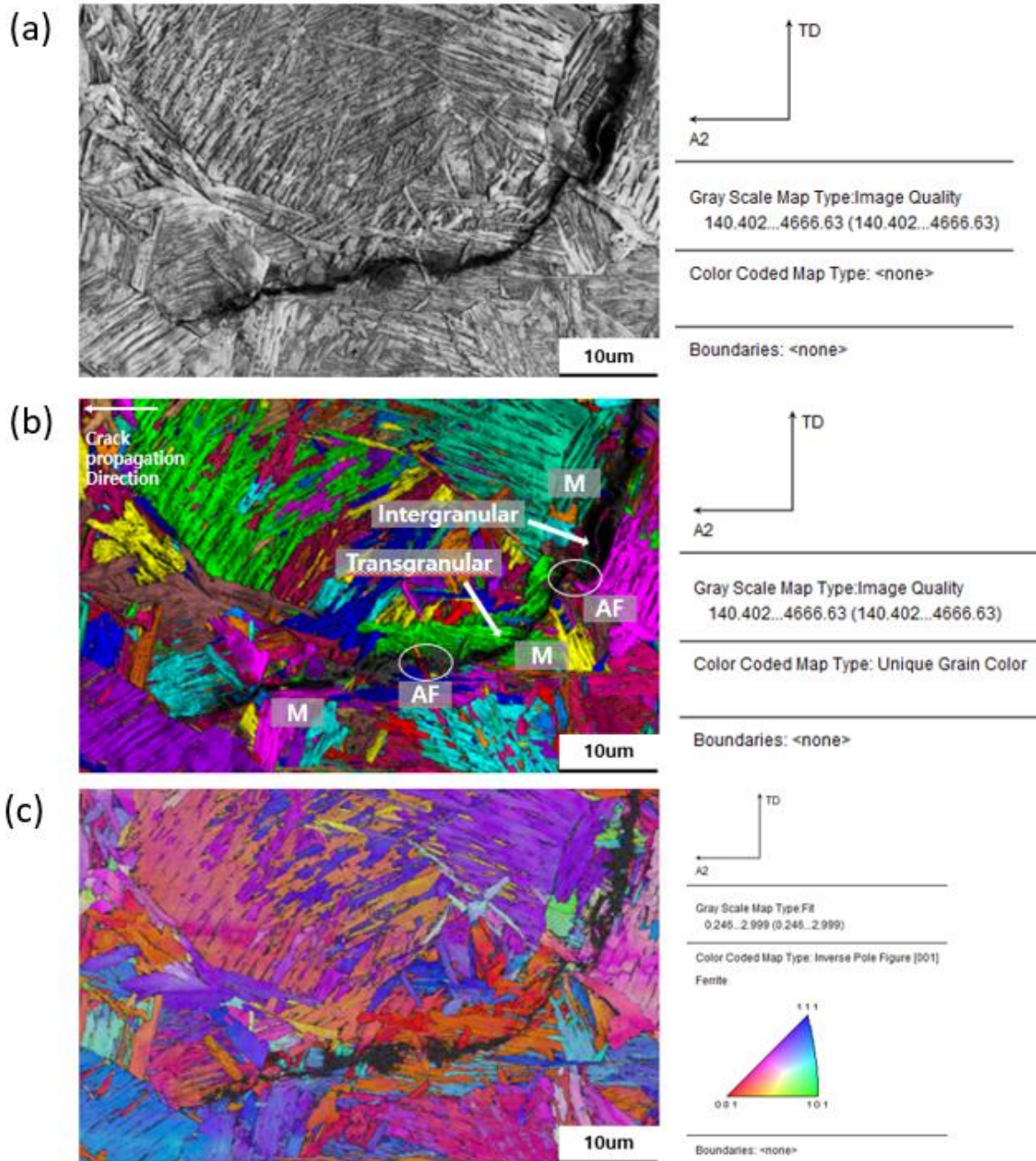


Fig. 4-33. EBSD result of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for the CE-37H crack path at preheating temperature 50°C (a) image-quality (IQ) map, (b) grain color map, (c) inverse pole figure (IPF) map

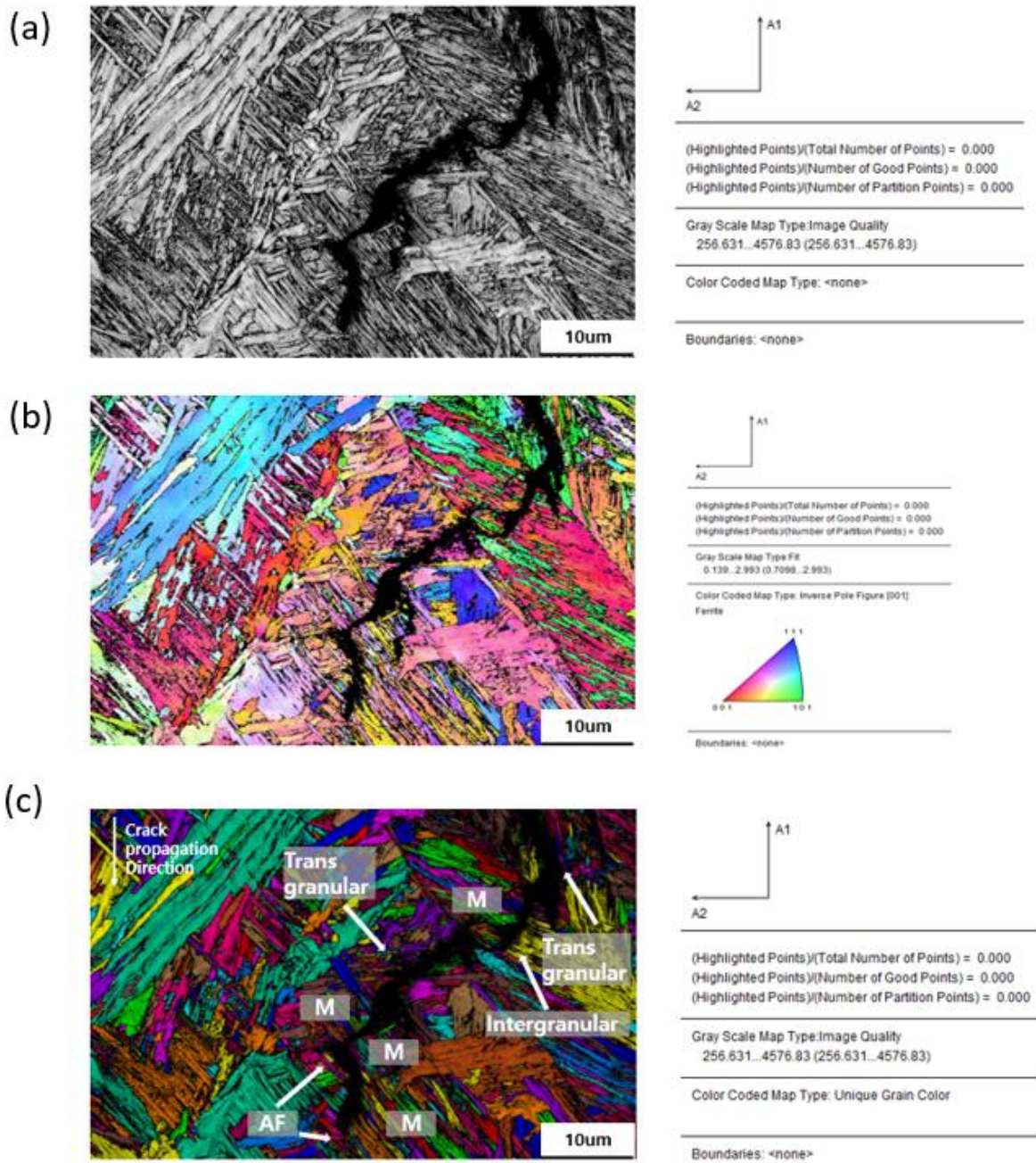


Fig. 4-34. EBSD result of the cross-sectional area beneath the cleavage fracture surface of Y-groove specimens fractured for the CE-44L crack path at preheating temperature 80°C (a) image-quality (IQ) map, (b) grain color map, (c) inverse pole figure (IPF) map

4.5 경도 데이터

Fig. 4-35는 예열온도에 따른 열영향부 경도 값을 나타내었다. 시편 CE-33H, CE-35L, CE-37H, CE-44L 모두 예열온도가 증가함에 따라 경도는 감소하였다. 이는 예열온도가 증가함에 따라 저온변태상인 마르텐사이트 분율 감소로 경도 값이 낮아진 것으로 판단된다. CE-37H, CE-33H의 경우 CE-44L, CE-35L에 비해 매우 높은 경도 값이 나타났다. 이와 함께 M와 B의 개별 경도를 측정하였다. Fig. 4-36은 M과 B의 경도 값을 강종에 따라 나타낸 것이다. 강종에 따라 베이나이트의 경도 값은 거의 변화가 없었다. 하지만 마르텐사이트의 경우 CE-37H, CE-33H의 경우 464HV, 455HV로 높게 측정되었고, CE-44L, CE-35L의 경우 382HV, 396HV로 낮게 측정되었다. 이는 강재의 탄소함량 차이에 의한 것으로 생각된다. [76, 79-81]

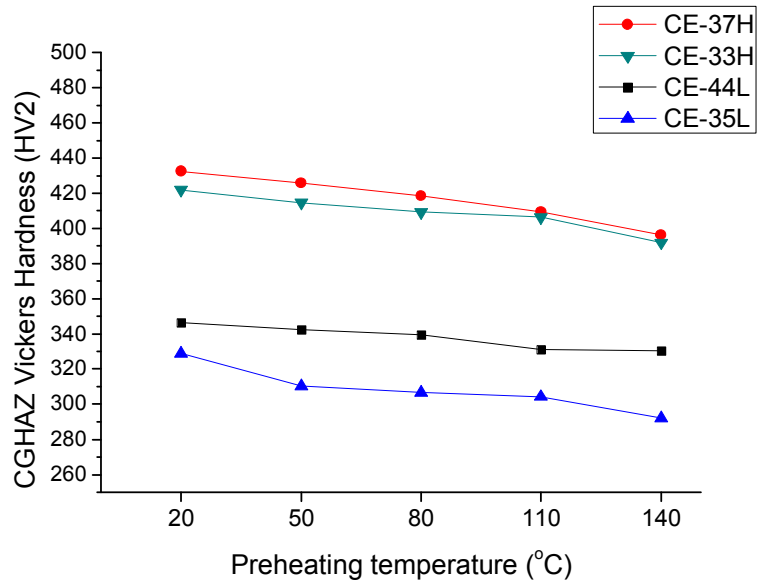


Fig. 4-35. Vickers hardness of CGHAZ as function of preheating temperature by steels

	C 함량 (wt.%)	Martensite hardness (HV0.05)	Bainite hardness (HV0.05)
CE-33H	0.15	455	304.7
CE-35L	0.08	396	303.3
CE-37H	0.16	464	302.6
CE-44L	0.06	382	303.3

Table 4-2 Vickers hardness of martensite and bainite by steels

5. 고찰

5.1 HAZ 미세조직에 미치는 화학조성과 예열온도의 영향

미세조직의 상변태에 영향을 미치는 요인에는 화학조성과 냉각속도가 있다. 본 연구에서는 탄소당량의 계산식에 포함되는 C, Mn, Cr, Ni은 오스테나이트 안정화 원소로 작용하여 첨가원소의 배분으로 인하여 함량이 증가할수록 경화능이 높아지게 된다. [82-85] 경화능이 높아질수록 같은 냉각속도로 제어되더라도, 저온변태상이 잘 형성된다. 따라서 본 연구 결과에서도 관찰 되듯이 탄소당량에 기여하는 C, Mn, Cr, Ni의 함량의 증가는 M분율이 증가하고 BF, AF, GBF의 분율이 감소하는 것을 관찰할 수 있었다. 예열온도의 증가는 냉각속도의 감소를 의미한다. 따라서 예열온도가 증가할수록 M의 분율이 줄어들고 BF와 AF, GBF의 분율이 증가하는 것을 관찰할 수 있다. 이러한 화학조성과 예열온도에 따른 미세조직의 변화 과정을 Fig. 5-1에 나타냈다.

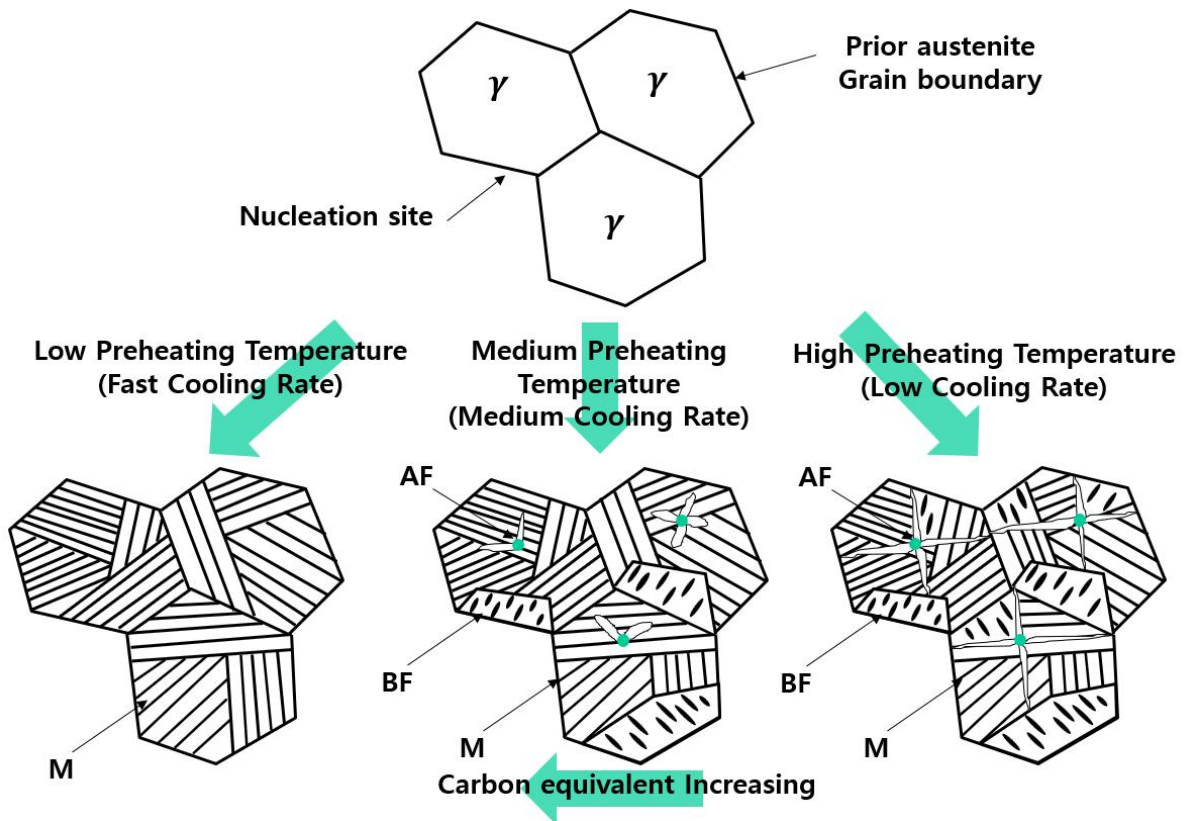


Fig. 5-1. Schematic illustration of phase transformation according to chemical composition and cooling rate

5.2 HAZ 미세조직과 경도의 상관관계

일반적으로 열영향부의 경도는 저온균열 감수성 지수로 사용한다. [86] Sour gas 산업에서는 운전시 용접부의 저온균열에 대한 안전성의 이유로 248HV의 경도 값을 최대치로 제한하며, Dearden and O'Neill의 경우 실험을 통해 열영향부의 저온균열을 피하기 위해서는 350HV를 최대치로 제한하였다. [87] Seo는 Y-groove test 결과 균열 발생은 경도에 크게 의존하여 경도가 약 310Hv 이상이 되면 확산성수소량에 상관 없이 균열이 발생하였다. [88] Tsutomu는 경도 값과 확산성 수소량이 높을수록 저온 균열 발생 영역이 확대된다고 하였다. [89] 그리고 Kasuya 는 HAZ의 최대 경도를 예측하고 이를 통해 예열온도를 제안하였다. [90]. 하지만 본 연구에서는 350HV보다 낮은 경도에서도 CE-44L, CE-35L 시편의 균열이 발생하였다. 그리고 CE-37H, CE-33H의 경우 350HV보다 훨씬 높은 경도에서도 균열이 발생하지 않았다. (Fig. 5-2) 이러한 실험 결과와 앞선 마르텐사이트와 베이나이트의 경도를 고려하였을 때 단순히 CGHAZ의 경도가 아닌 마르텐사이트의 경도가 저온균열 관점에서 유효하게 작용한다는 것을 알 수 있다. Y. ARATA와 다른 연구자들은 이러한 마르텐사이트의 경도는 탄소 함량에 따른 영향이 크며 탄소함량에 따른 마르텐사이트의 경도를 선형화 하였다. 이러한 선형화 값과 본 연구의 마르텐사이트 경도값의 선형화 데이터가 유사한 것을 알 수 있다.(Fig. 5-3) [76-77, 79-81]

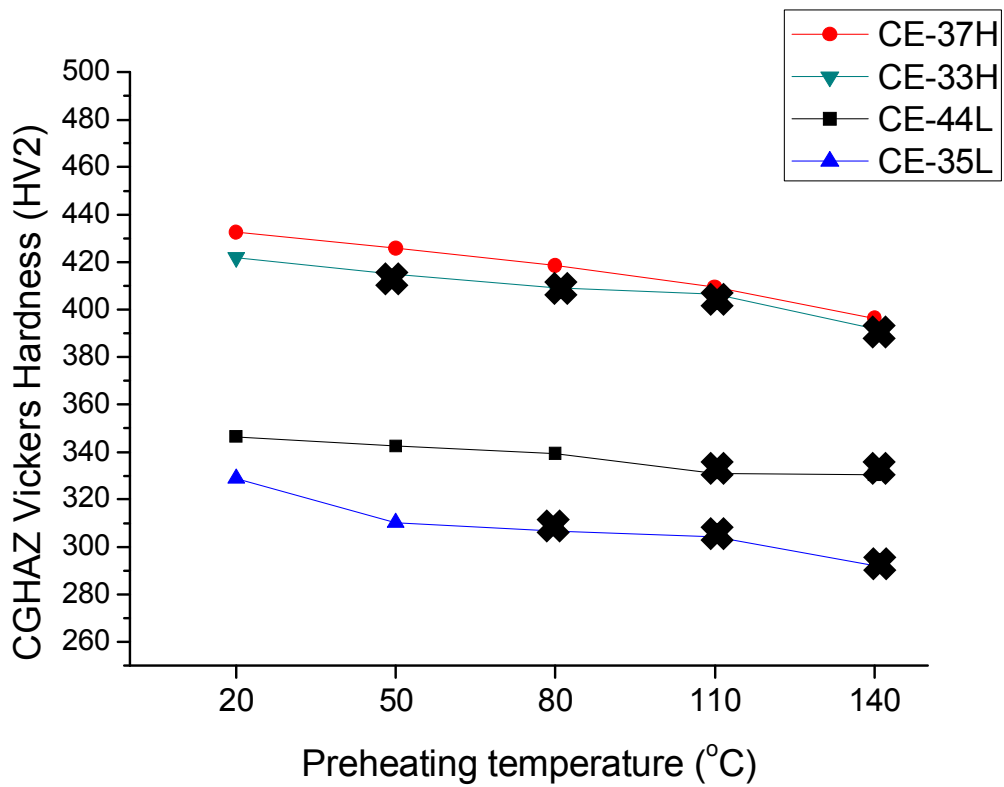
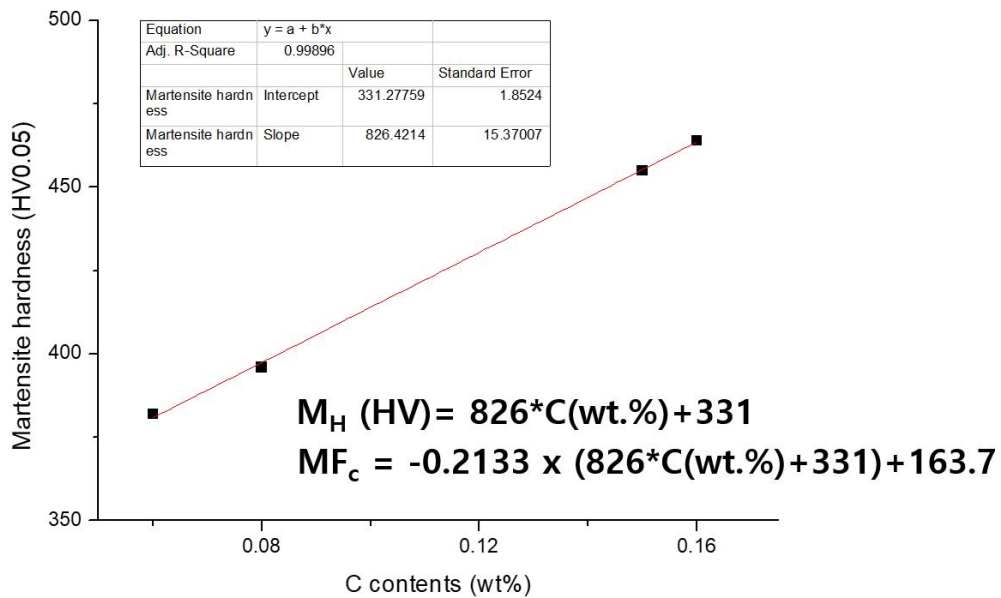


Fig. 5-2. Hardness value of heat affected zone by preheating temperature and crack occurrence



* C : 탄소함량(wt.%), M_H : 마르텐사이트 경도

Fig. 5-3. Martensite Vickers hardness as function of carbon contents

5.3 HAZ 미세조직과 저온균열의 상관관계

모든 수소취화 기구의 공통점은 수소의 확산과 트랩사이트에서의 집중에 필요하다는 것이다. [45] FCC 결정구조를 가지는 오스테나이트 상의 경우 BCC 상인 페라이트, 베이나이트 상에 비해 1.5배~2배의 수소 고용량을 가진다. [37] 이러한 고용량의 차이에 의해 용접 시 오스테나이트에서 페라이트로 응고되는 과정 중 고용되지 못하는 수소들은 활성화 에너지가 낮은, 포텐셜 에너지를 낮출 수 있는 자리로 확산, 트랩된다. 마르텐사이트의 경우 BCT구조를 가진다. BCT구조에서는 수소가 주로 4면체 위치를 차지하며 위치간 포텐셜 골짜기가 얕고 FCC구조에서는 수소가 주로 8면체 위치를 차지하여 인접하는 위치간의 거리가 길기 때문에 BCT구조에서 수소의 확산은 비교적 빠르다. 또한 BCT구조에서는 열린구조를 가지므로 격자 내에서 쉽게 이동할 수 있는 반면 FCC에서 수소 원자는 비교적 안정하므로 3축 응력지점으로 이동할 수 있는 운동도 적고 확산거리도 짧다. 이와 함께 탄소의 농도가 증가함에 따라서 침입형 자리의 탄소원자가 Fe격자의 변형을 주고, 격자변형이 증가함에 따라 위치간 포텐셜 골짜기가 얕고 확산이 쉽게 일어난다. [91] 따라서 3축응력 지점으로 이동할 수 있는 순수 수소량은 BCT구조가 FCC구조보다 더 크므로 수소취성을 나타낼 수 있는 임계수소농도에 쉽게 도달될 수 있어 BCT구조가 수소취성에 매우 민감하게 된다. 즉 BCT구조가 FCC구조보다 수소의 용해도는 작고 확산속도는 더 빠르기 때문에 저온균열에 취약하다. [92] BCT구조를 가지는 마르텐사이트에서 쉽게 초기 크랙이 발생하게 되는 것이다. [93] 본 연구 결과에서도 마르텐사이트의 분율 증가는 저온균열 감수성을 증가시켰으며 파면과 파단면을 관찰한 결과에서도 주로 마르텐사이트 조직을 따라 균열이 전파한 것을 알 수 있었다. 이러한 균열 전파 경로를 Fig. 5-4에 개략도로 나타내었다.

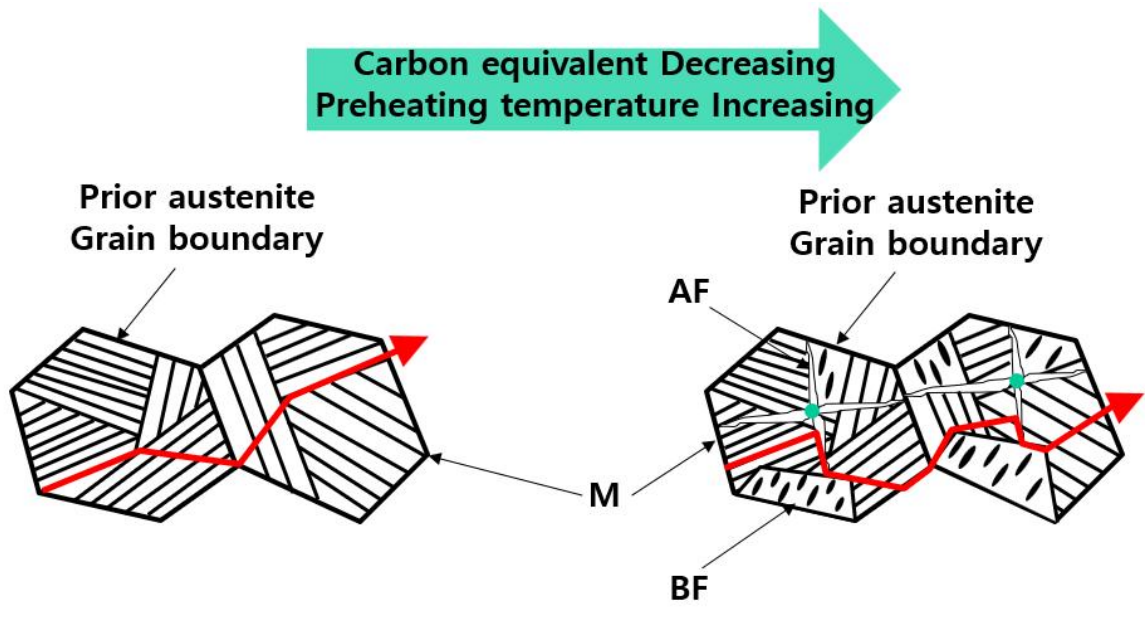


Fig. 5-4. Schematic illustration of cold crack propagation path in CGHAZ

5.4 HAZ 저온균열 제어를 위한 예열온도 산정

앞선 분석을 통해 저온균열의 영향을 미치는 핵심 인자로서 M의 분율과 M의 경도가 주요한 인자임을 알 수 있었다. 본 절에서는 M분율과 M경도의 회귀 분석을 통해 강재의 화학조성에 따른 감수성을 도출하고 적절한 예열온도를 제안하고자 한다.

먼저 균열이 발생하지 않는 임계 마르텐사이트의 분율(MF_c)을 y-groove test 결과를 통해 도출하고자 한다. 따라서 종속변수를 MF_c, 독립변수를 마르텐사이트 경도(M_H)로 회귀 분석을 진행하였다. 그 결과 Fig. 5-5, Eq. 5.1이 도출된다.

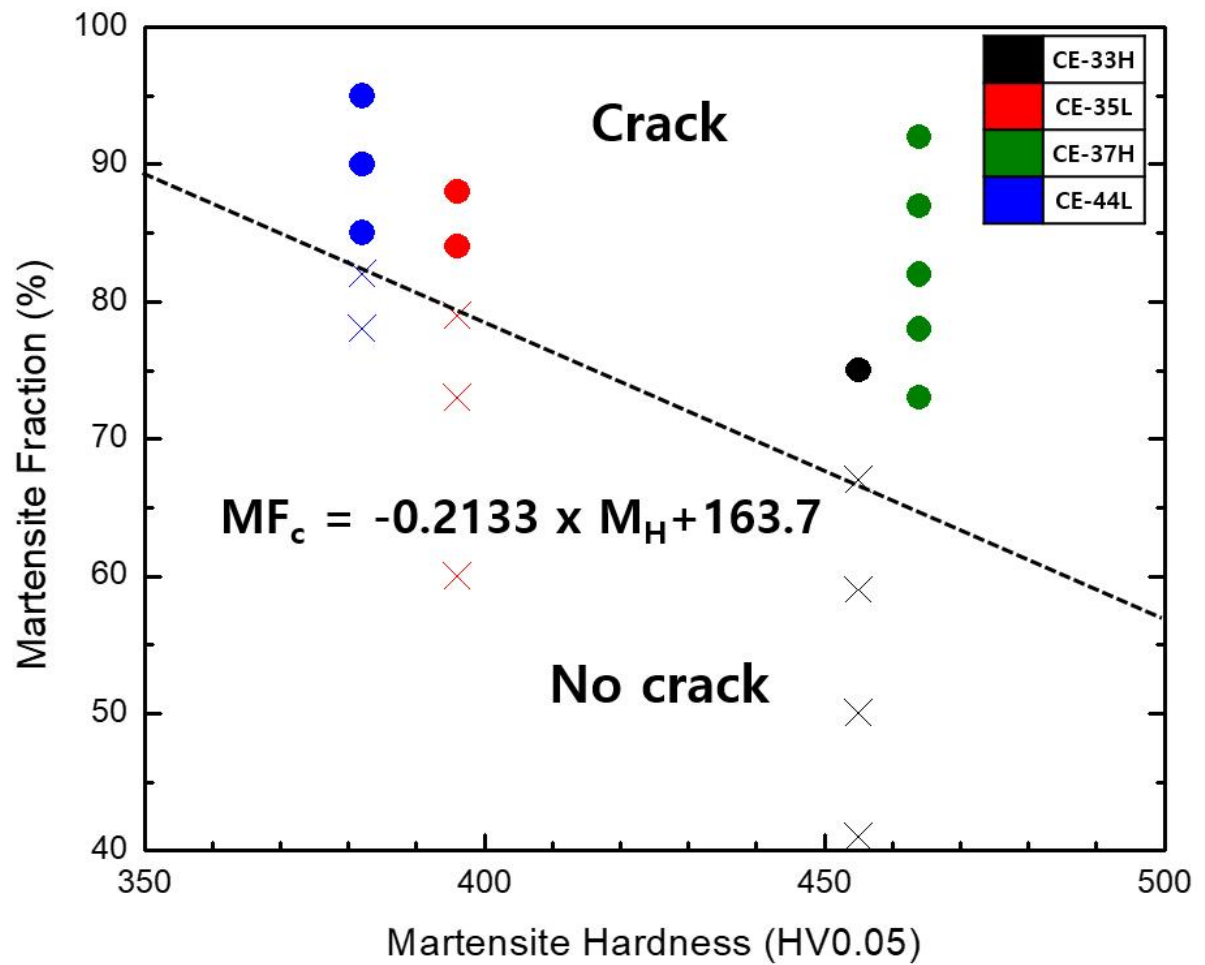
$$MF_c = -0.2133 \times M_H + 163.7 \dots\dots\dots(Eq. 5.1)$$

마르텐사이트의 강화기구는 전위, 트윈, 탄소 고용에 의한 강화기구가 있지만 그 중 탄소 함량에 의한 강화가 가장 지배적이며 Fig. 5-3에서 M의 경도를 C에 대한 함수로 나타낼 수 있었다. 이에 따른 탄소함량에 따른 마르텐사이트 경도를 식으로 나타낸 것이 Eq. 5.2이다.

$$M_H (HV) = 826 \times C(\text{wt.}\%) + 331 \dots\dots\dots(Eq. 5.2)$$

Eq. 5.1의 마르텐사이트 경도 변수를 탄소에 대한 함수로 나타낼 수 있다. 이에 따라 Eq. 5.1은 Eq. 5.3와 같이 나타낼 수 있다. 최종적으로 종속변수 MF_c는 독립변수는 탄소함량인 회귀 식 Eq. 5.3이 도출된다.

$$MF_c = -0.2133 \times (826 \times C(\text{wt.}\%) + 331) + 163.7 \dots\dots\dots(Eq. 5.3)$$



* MF_c : 임계 균열 발생 마르텐사이트 분율, M_H : 마르텐사이트 경도

Fig. 5-5. Crack occurrence as function of martensite hardness and volume fraction

다음으로 예열온도 계산을 위해 마르텐사이트 분율과 냉각속도, 탄소당량에 대한 회귀 분석을 진행한다. 먼저 마르텐사이트 분율(MF)은 냉각속도(CR)와 탄소당량(Ceq)에 의해 결정되므로 마르텐사이트를 종속변수로 두고 냉각속도와 탄소당량을 독립변수로 설정한다. 회귀 식의 정확도를 높이기 위해 결정계수(R²)가 0.9이상 되도록 회귀식의 기울기를 설정하고 회귀 식을 도출하면 Eq. 5.4와 같이 식이 도출된다. 각 선형화된 식의 절편 값은 Table 5-1에 나타내었다.

$$MF = 0.683*CR + f(Ceq) \dots\dots\dots(Eq. 5.4)$$

탄소 당량을 값과 절편에 대한 함수를 도출하면 Eq. 5.5가 도출된다. (Fig. 5-7, Table 5-2)

$$f(Ceq) = 31.23 - 1.19E8 * \exp(-46.6 * Ceq) \dots\dots\dots(Eq. 5.5)$$

따라서, Eq. 5.4와 Eq. 5.5를 통해 MF의 회귀식은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$MF = 0.683*CR + [31.23 - 1.19E8 * \exp(-46.6 * Ceq)] \dots\dots\dots(Eq. 5.6)$$

이와 함께 냉각속도에 따른 예열온도에 대한 함수를 통해 예열온도(PT)를 계산할 수 있다. [94]

$$PT(^{\circ}C) = 372.77 - 3.49 * CR \dots\dots\dots(Eq. 5.7)$$

이에 따라, Eq. 5.3에서 탄소함량에 따른 임계 마르텐사이트 분율을 계산하여 Eq. 5.6의 MF항에 대입하면 균열이 발생하지 않는 임계 냉각속도 산정된다. 마지막으로 Eq. 5.7에서 임계 냉각속도에 따른 예열온도를 산정하면 강재의 예열온도는 실제 균열제어온도와 매우 유사한 것을 알 수 있다. (Table 5-3)

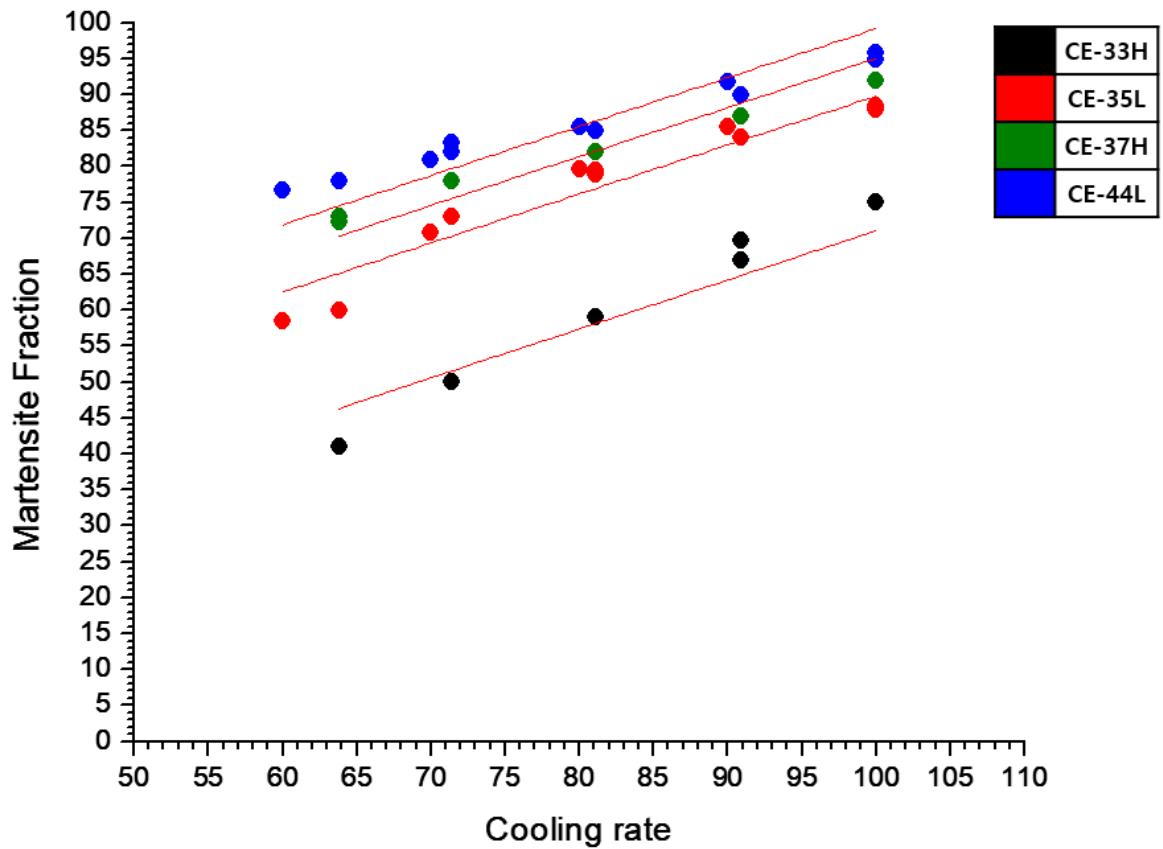


Fig. 5-6. Martensite volume fraction as function of cooling rate

Table 5-1 Linearized slope values and intercept value of CE-33H to CE-44L

	CE-33H	CE-35L	CE-37H	CE-44L
Intercept	2.80223	21.59761	26.80223	30.97631
Slope	0.6826	0.6826	0.6826	0.6826

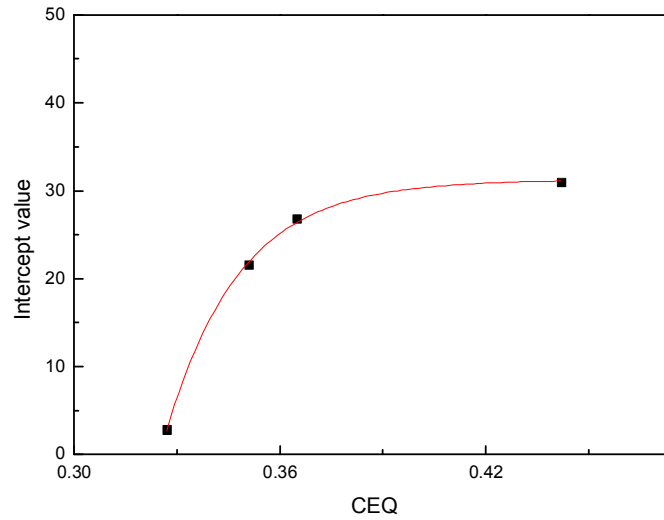


Fig. 5-7. Intercept value of CE-33H~CE-44L as function of Ceq

Table 5-2 Intercept value of CE-33H~CE-44L as function of Ceq

Equation	$y = y_0 + A \cdot \exp(R_0 \cdot x)$
Adj. R-Square	0.99808
sort	Value
y0	31.22961
A	-1.19E+08
R0	-46.61315

Table 5-3 Comparison of preheating temperature of actual and calculated value

강종	CE-33H	CE-35L	CE-37H	CE-44L
온도(°C)				
실제 균열 제어 온도	50	80	140 이상	110
계산된 균열 제어 온도	50	80	177	112

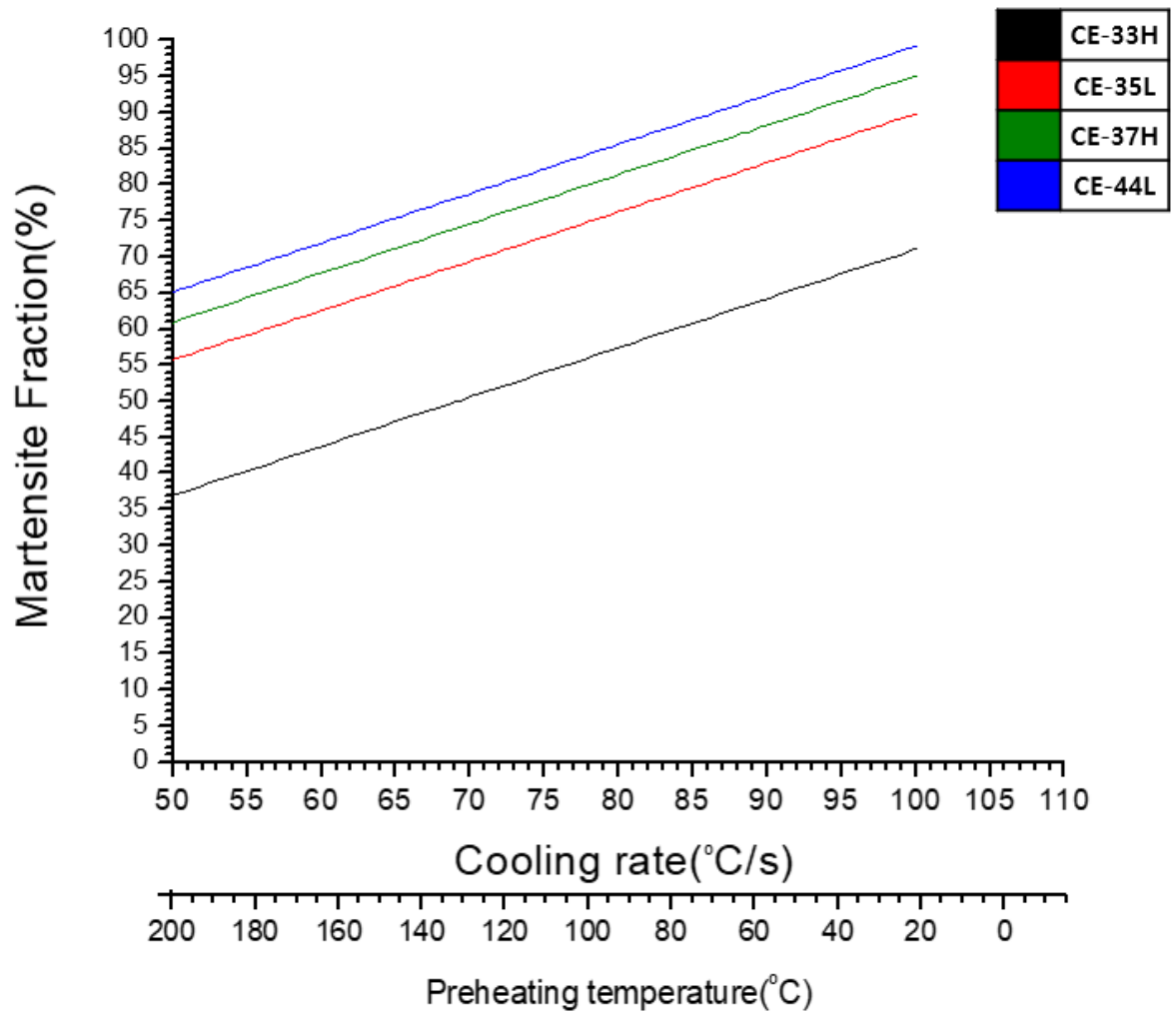


Fig. 5-8 Preheating calculation curve of steels as function of chemical composition

6. 결론

1. 선급용 TMCP강재의 저온균열 시험을 한 결과 탄소당량이 높은 강재일수록 균열율이 높으며, 이는 강재의 화학조성인 C, Cr, Ni 등에 의해 경화능이 높아졌기 때문이다. 경화능이 높아짐에 따라 HAZ의 저온균열 감수성이 높은 M의 형성이 쉬워지고 비교적 저온균열 감수성이 낮은 BF, AF, GBF의 형성이 어려워졌다. 이와 함께 저온균열 감수성이 감소하였다
2. 저온균열 시험 시 예열온도가 증가하는 냉각속도가 감소로 이어진다. 이에 따라 HAZ의 미세조직은 M의 형성이 감소하고 BF, AF, GBF의 형성이 증가하였으며, 열영향부의 경도 값도 감소하였다. 이로 인해 저온균열 감수성이 감소하였다.
3. 저온균열 시험 결과 CE-33H의 경우 50°C, CE-35L은 80°C, CE-44L은 110°C에서의 예열온도에서 균열이 제어되었다. 하지만 CE-37H의 경우 CE-44L보다 낮은 탄소당량에도 불구하고 예열온도 140°C의 온도에서도 균열 발생하였고 모든 시편 중에서 가장 높은 균열률이 나타났다. 기존의 저온균열 감수성 판단을 위해 참조한 C_{eq} , P_{cm} , CEN, CET 지수는 모두 저온 균열 시험 결과에 대한 일정 수준의 경향성만 확인될 뿐, 예측 가능할 정도의 지표로 활용되기는 힘든 것으로 나타났다.
4. 저온균열 시편 HAZ의 경도를 측정된 결과 균열이 제어되는 지점에서의 경도 값을 보면 CE-35L은 예열온도 80°C에서 306.76HV로 측정되었으며, CE-44L의 예열온도 110°C 경우 331.08HV가 측정되었으며, CE-33H는 예열온도 50°C에서 매우 높은 경도 값인 414.7HV에서 균열이 발생하지 않았으며 CE-37H는 예열온도 140°C에서 396.27HV에서도 균열이 발생하였다. 이를 통해 열영향부의 경도로 저온균열 감수성을 판단하기 어렵다.

5. 저온균열은 입계파괴가 주를 이루었으며, 균열전파를 관찰하였을 때 입계 파괴와 관련된 미세조직은 B와 M로 확인하였다. 이를 통해 각상의 분율과 경도를 측정하였을 때 B의 경도는 302.67~304.67HV로 유사한 값을 가졌다. 하지만 M의 경도는 탄소함량이 높은 CE-37H는 464HV, CE-33H는 455HV로 측정되었으며, 탄소함량이 낮은 CE-35L는 396HV, CE-44L는 382HV로 측정되었다. 비록 Martensite의 분율이 낮더라도 Martensite 단상의 경도가 높으면 저온균열이 발생하였으며, Martensite의 경도가 낮으면 상대적으로 Martensite 분율이 높더라도 저온균열 발생 억제가 가능하였다.

6. Martensite 분율과 경도(Martensite)를 동시에 고려한 접근을 시도하였으며 그 결과, 저온균열 발생 여부에 대한 높은 일치성이 확인되었다. 회귀 분석을 통해 회귀 식을 도출하였다. 도출된 식을 통해 계산 시 실제 균열이 제어된 예열온도의 경향성과 일치하였다. Martensite 분율 및 경도에 영향을 미치는 인자인 C_{eq} , C에 해당하므로 상기 두 가지 변수를 고려하였을 때 합리적인 적정 예열 온도 산정이 가능할 것으로 판단된다.

Abstract

Cold cracking in welds occurs due to the combined variables that are residual stress, diffusive hydrogen and microstructure. And the preheating processes are applied in the field to control cold cracking. However, excessive preheating causes a problem of productivity deterioration, so it is important to determine the minimum preheating temperature avoiding the occurrence of cold cracking.

The study and specification related to the study of the preheating temperature have been proposed in consideration of the diffusible hydrogen content, the thickness of the base material, the chemical composition and the heat input. Especially, C_{eq} , CEN, and P_{cm} were suggested as factors to consider the chemical composition of steels for considering microstructure.

However, there is a difference in the preheating temperature due to different weight value of the alloying elements of each index, and there is insufficient approach from the microstructural point of view. In addition C_{eq} , P_{cm} , CEN, and CET Indices showed only a certain tendency of the results of Y-groove test, and it was difficult to be used as a predictable index.

In this study, I investigated the changes of the microstructure of the heat affected part according to the preheating temperature and carbon equivalent, and evaluated the susceptibility of the steel to the appropriate preheating temperature. For this purpose, four kinds of steels having different contents of carbon equivalent and carbon content were prepared and the Y-groove test was conducted to compare cold cracking susceptibility. And FCAW technique was used. The heat input was fixed at 8kJ / cm and the preheating temperature was changed to 20, 50, 80, 110, 140 °C.

As the carbon equivalent decreased or the preheating temperature increased, the fraction of martensite decreased and the fraction of bainite and acicular ferrite increased, resulting in decreased susceptibility of cold cracking. In addition, the increase of the carbon content caused the increase of the hardness of the martensite,

which resulted in the increase of the cold cracking susceptibility in the same fraction of the martensite. Through this, we tried to consider the martensite fraction and hardness at the same time for evaluating cold cracking susceptibility. As a result, it was confirmed that there was a high relation of martensite fraction and hardness on the occurrence of cold cracking. It is considered that C_{eq} , C , which is a factor affecting the martensite fraction and hardness, can be reasonably estimated by considering the above two parameters. In this study, the proper preheating temperature estimation method is considering C_{eq} , C which affect the martensite fraction and hardness was investigated.

7. 참고 문헌

1. Seo Hee-Moo, Master's Thesis, Korea Maritime University, Busan (2011).
2. Kwon Kyu Ri., Master's Thesis, Korea Maritime University, Busan (2017).
3. 김진환, 한국항만경제학회지 제21집 제1호. (2005).
4. KAZUHIRO HIROTA, TAKASHI NAKAGAWA, SHINGEN TAKEDA, YOSHIMI HASHI, MASUO TADA., Mitsubishi Heavy Industries, Ltd. Technical Review Vol. 44 No. 3 (2007).
5. 한일욱, 박영환, 안규백, 안영호, Journal of KWJS, Vol. 27, No. 1 (2009).
6. Hoon-dong Lee, Chun-Sik Shim, Ha-Cheol Song, Jae-Seon Yum, Journal of the Society of Naval Architects of Korea, Vol. 48, No. 1, pp. 76-83 (2011).
7. 용접접합편람, 대한용접접합학회, 대전 (2008).
8. R. S. Funderburk, Welding Innovation, 15 (2) (1998)
9. R. Hornberger, Welding Journal, 86 (4), pp. 104-107 (2007)
10. IIW/IIS DOC. 452-74. Weld World 12, 65 (1974).
11. Y. ITO and K. BESSHO: J. Jpn Weld. Soc., 38, (10), 1134-1144 (1969)
12. N. YURIOKA, H. SUZUKI, and s. OHSHITA: Weld. J., 62, (6), 147s-153s (1983).
13. 김희진, 대한용접·접합학회지 4 (2), pp.1-11 (1986).
14. KRAUSS, 철강 열처리의 기본원리, 아이티씨, 서울 (2004).
15. 김희진, 대한용접·접합학회, 용접기술강습회 8, pp. 137-164 (1990).
16. 황병철, 심재혁, 이명규, 이준호, 정준호, 김보성, 원성빈, 대한금속·재료학회지, Vol. 54, No. 12, pp.862~874 (2016).
17. W.D.Callister. 재료과학과 공학. 제8판. Sigma Press,Inc. p.422
18. S.A. Dye, Metal Construction and British Welding Journal, 2, 111 (1970).
19. I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka, and C. Ouchi, Butterworth & Co. Ltd., London, UK 80

- (1988).
20. 신상용, 박사학위논문, 포항공과대학교 대학원 (2009).
 21. 유재홍, 석사학위논문, 한양대학교 대학원 (2011).
 22. Q. Xue, D. Benson M.A. Meyers, V.F. Nesterenko E.A. Olevsky: Materials science and engineering A 354, 166-179 (2003).
 23. L. Devillers, D. Kaplan, P. Testard, Welding in the world, 31-8 (1993).
 24. K Easterling, Butter worths & Co Ltd. (2013).
 25. M. J. Park and H. W. Lee, Korean J. Met. Mater., 52, 983 (2014).
 26. G. Krauss and S.W. Thompson, ISIJ Int., 35, 937 (1995).
 27. H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels, 2nd ed., Institute of Materials 237 (1992).
 28. Takayoshi KASUGAI and Mitsutane FUJITA, National Research Institute for Metals, 1-2-1 , Sengen, Tsukuba-shi, Ibaraki, Japan (1999).
 29. R.A. Farrar and P.L.Harrison, Journal of Materials Science, 22, 3812 (1987).
 30. R. Scott Funderburk, Welding Innovation, XIV, 14 (1997).
 31. Y. C. Lin and K. H. Lee, J Mater. Process. Tech., 63, 797 (1997).
 32. 박동환, 용접공학특론 강의자료, 울산대학교 (2017).
 33. P. H. M Hart, Weld J, 65, 14 (1986).
 34. H.J. Yi, Y.J. Lee, J.Y. Kim, S.S. Kang, Journal of Mechanical Science and Technology 25, pp. 2185-2190 (2011).
 35. Evans, G. M., Welding Journal, 59-8, 67 (1980).
 36. S. Kou, welding metallurgy, 2nd edition, John Wiley & Sons, Inc., New York (2002).
 37. N. Eliaz, A. Shachar, B. Tal, D. Eliezer, Engineering Failure Analysis, 9, pp.167-184 (2002).
 38. D.G. Westlake, Trans ASM, 62, pp. 1000 – 1006 (1969).
 39. H.K. Birnbaum, N.R. Moody and A.W Thompson (Eds), TMS, (1990).

40. H.K. Birnbaum, I.M. Robertson, P. Sofronis, and D. Teter, Corrosion-deformation interactions, T. Magnin (Ed.), Inst. of Mat., pp. 172 – 195 (1997)
41. L.B. Pfeil, Proc. Roy. Soc. (London), A112, pp. 128 – 195 (1926).
42. A.R. Troiano, Trans. ASM, 52, pp. 54 – 80 (1960).
43. M.S. Daw and M.I. Baskes, Chemistry and physics of fracture, R.H. Jones and R.M. Latanision (Eds), Martinus Nijhoff, The Netherlands, pp. 196 – 218 (1987).
44. R.G. Hoagland and H.L. Heinisch, J. Mater. Res., 7, pp. 2080 – 2088 (1992).
45. S. Lynch, Cambridge, UK: Woodhead Publishing, pp. 90 – 130 (2011).
46. S.P. Lynch, Hydrogen effects on materials behavior and corrosion deformation interactions, N.R. Moody, A.W. Thompson, R.E. Ricker, G.W. Was, and R.H. Jones (Eds), TMS, pp. 449 – 466 (2003).
47. S.P. Lynch, Acta Metall., 20, Overview No.74, pp. 2639 – 2661 (1988).
48. 이승엽, 학위논문, 조선대학교 토목공학과, pp16-17 (2011).
49. P. H. M. Hart, Welding Journal, 65-1, pp14-22 (1986).
50. A. P. Chakravarti, S. R. Balb, Welding Journal, 68-1, 1s (1989).
51. H. W. Lee, Mat Sci and Eng A, 445–446, pp. 328-335 (2007).
52. M. J. Robins, P. J. Kilgallon, Offshore Shore Technology Report-OTO, Dec, Cranfield University, UK (1999).
53. F. Watkinson, Welding Journal, 58-9, pp. 417-424 (1969).
54. J. S. Seo, H. J. Kim, and H. S. Ryoo, METALS AND MATERIALS International, 14-4, pp. 515-522 (2008).
55. S. Seo, H. J. Kim, and H. S. Ryoo, METALS AND MATERIALS International, 14-4, pp. 515-522 (2008)
56. 이명진, 박사학위논문, 부산대학교 재료공학과, 부산 (2016).
57. H. Murata, N. Kato and H. Tamura, J Japn. Weld. Soc. 11, 545 (1993).

58. M. D. Rowe, T. W. Nelson and J. C. Lippold, Weld J. Feb, 31 (1995).
59. G. K. Padhy and Y. I. Komizo, Transaction of JWRI 42, 39 (2013).
60. H. J. Kim and B. Y. Kang, J KWJS 21, 8 (2003).
61. M. J. Lee, K. M. Cho, Y. D. Kim and N. H. Kang, Weld world. 59, 647 (2015).
62. R. Scott Funderburk, welding innovation, 15-2 (1998).
63. M.E. Aalami-Aleagha, M. Foroutan, S. Feli, S. Nikabadi, International Journal of Pressure Vessels and Piping 114-115 (2014)
64. BS EN 1011-2:2001, Welding Recommendations for welding of metallic materials Part 2: Arc welding of ferritic steels (2001).
65. AWS D1.1/D1.1M:2015 Annex H Guideline on alternative methods for determining preheat, (2015).
66. Y. Ito, K. Bessyo, Journal of Japan Welding Society, 37 (9): 983-991 (1968)
67. Y. Ito, K. Bessyo, Journal of Japan Welding Society, 38 (10): 1134-1144 (1969)
68. N. Yurioka, H. Suzuki, S. Ohshita, S. Saito, Welding Journal, 62 (6): pp. 147-153, (1983).
69. N. Yurioka, T. Kasuya, A Chart Method to Determine Necessary Preheat Temperature in Steel Welding ,Quarterly Journal of Japan Welding Society, 13(3): 347-357 (1995).
70. JIS. Z3113-1983, Method of Measurement for Hydrogen evolved from Steel Welds, Japan Standards Association, (1983).
71. 김태원, 임상섭, 석호현, 강출길, International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering, 5, pp. 376-391 (2013).
72. H. KIHARA and H. SUZUKI, Weld. J., 41. (1), pp.36-48 (1962).
73. JIS Z3158-1966, JSA(Japanese standard association), Tokyo (1966).
74. ASTM E92, ASTM, Philadelphia, USA (2003).
75. 熔接金屬の横割れに関する研究 生駒 勉, JSSC, 101,40-54 (1975).
76. E.C. Bain and H. W. Paxton, Alloying Elements in Steels, 2nd Ed., American Society for

- Metals, Metals Park, Oh. (1961).
77. Y. ARATA, K. NISHIGUCHI, T. OHJI, and N. KOHSAI, IIW Doc. IV-263-72 (1972).
 78. K. W. Andrews, JISI, Vol 203, pp. 721-727 (1965).
 79. R. A. GRANGE, C. R. HRIBAL, AND L. F. PORTER, META. TRANS. VOLUME 8 A, 1775-1785 (1977).
 80. G. Krauss, D.V. Doane and J.S. Kirkaldy (Eds.), AIME, Warrendale, Pa., pp. 229-248 (1978).
 81. Valeria L. de la Concepción, Hernán N. Lorusso, Hernán G. Svoboda, Materials Science 8, 1047- 1056, (1978).
 82. T. Araki, ISIJ, Tokyo, Japan, pp. 1-100 (1992).
 83. I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka, C. Ouchi, Butterworth & Co., Ltd., London, UK, pp. 80-100 (1988).
 84. Hyo Kyung Sung, Sang Yong Shin, Byoungchul Hwang, Chang Gil Lee, Nack J. Kim, Sunghak Lee, Materials Science and Engineering A 530, pp. 530-538 (2011).
 85. M. A. GROSSMANN, AMERICAN INSTITUTE OF MINING AND METALLURGICAL ENGINEERS Technical Publication No. 1437 (1942).
 86. N.Yurioka and H.Suzuki, International Materials Reviews vol. 35, No.4, pp. 217-249 (1990).
 87. J. DEARDEN and H. O'NEILL: Trans. Inst. Weld., 3, 203-214 (1940).
 88. 서원찬. 방국수, 한국해양공학회지 제26권 제2호, pp 33-38, (2012).
 89. 熔接金屬の横割れに關する研究 生駒 勉, JSSC, 101,40-54 (1975).
 90. Tadashi Kasuya, Nippon steel technical report, No. 65, 7-14 (1995).
 91. David A. Porter, Kenneth E. Easterling, and Mohamed Y. Sherif, Phase transformations in metals and alloys, 3rd, Boca Raton, FL : Taylor & Francis Group, pp. 62 (2009)
 92. S. W. Nam, H.G. Chun, UIT report, 13, No.2, 383 (1982).
 93. Hee Jae Kang, Namhyun Kang, Seo Jung Park, Woong Seong Chang, Journal of Welding and Joining 29(6), pp. 33-39 (2011).

94. N. Yurioka et al., welding note, Nippon steel corporation, (1984)

95. 신상용, 석사학위논문, 포항공과대학교 대학원, 포항 (2006).