

철강 용착금속부의 미세조직 특성

김희진 · 강봉용

Microstructural Characteristics of Steel Weld Metal

Hee Jin Kim and Bong Yong Kang

1. 용착금속 미세조직의 형성과정

1.1 용융풀의 응고 및 고온변태

철강의 아크용접에 있어서 모재는 아크열에 의해 약 2,500K까지 상승하여 용융풀(weld pool)을 형성한다. 용융풀의 온도가 저하하여 2,300~1,800K 부근에 이르면 용융금속에 용해되어 있던 산소와 탈산재(deoxidizer)가 반응하여 비금속 개재물(non-metallic inclusion)을 생성한다. 그리고 1,800~1,600K 사이의 온도에서는 용융금속(liquid metal, L)이 주상정 δ-페라이트상(columnar delta-ferrite phase)로 응고하게 되는데, 응고는 열영향부(heat-affected zone, HAZ)의 조대한 δ-결정립을 토대로 등축성장(epitaxial growth)하여 길이방향으로 연신된 결정립을 생성하게 된다.

용융상태에서 생성된 산화물은 대부분 용융풀 표면으로 부유하여 슬래그로 제거되는데, 일부는 응고과정에서 슬래그로 제거되지 못하고 용착금속에 혼입되어 비금속개재물로 남게 된다. 비금속 개재물이 용착금속에 잔류되는 정도, 개재물의 성분 및 크기 등은 용융금속의 화학조성과 냉각속도 등에 의해 결정된다^{1,3)}.

냉각이 계속되면 δ-페라이트는, Fig. 1에서 보여주는 바와 같이, 오스테나이트(γ)로 변태하게 되는데, δ-γ변태는 1,650K 이상의 매우 높은 온도에서 그리고 좁은 온도범위에서 이루어지기 때문에 변태거동을 명확히 규명되어 있지 않다. 그러나 일반적인 핵생성 및 성장(nucleation and growth)변태이론을 적용하여, 다수의 오스테나이트 결정이 δ-페라이트의 결정립계면(grain boundary)에서 핵생성되어 성장하는 것으로 설명되어 지고 있다¹⁾.

Fig. 2는 이러한 과정을 도식적으로 보여주는 그림

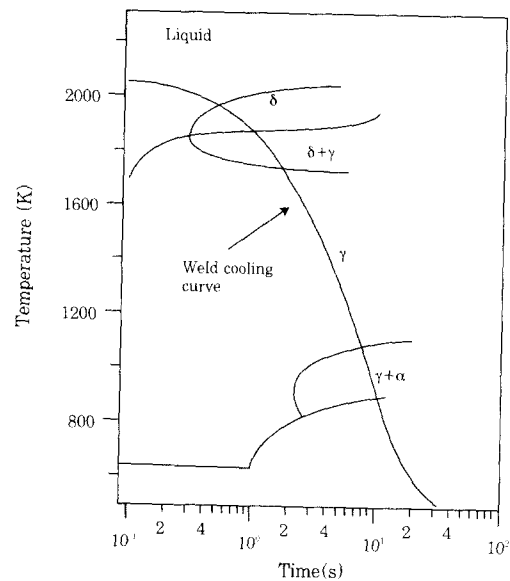


Fig. 1 Schematic diagram of continuous cooling transformation diagram

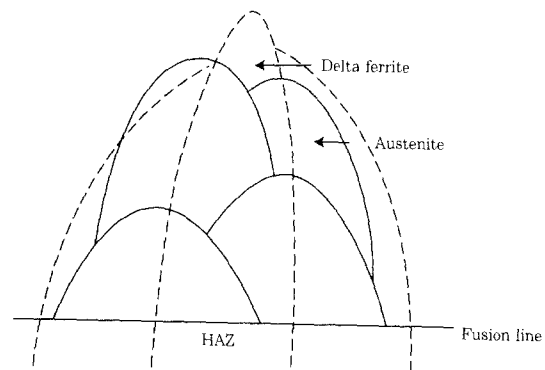


Fig. 2 Schematic illustration of austenite grains nucleating from primary delta ferrite grain boundaries¹⁾.

이다. 이 그림에서 보여주듯이, δ-페라이트 결정립 계면으로부터 성장한 오스테나이트 결정립의 크기는 주상정 δ-결정립 보다 작지만, 주상정 조직이 가지는 형

상을 그대로 유지하게 된다. 즉 변태가 완료된 오스테나이트 결정립은 폭에 비하여 길이가 무척 길며, 결정립 형상은 경쟁적 성장(competitive grain growth)의 특징을 가지고 있으며, 용접열이 방출되는 방향과 평행한 방향으로 정렬되어 있어서 주상정 조직의 특성을 모두 가지고 있다. 이상에서 설명한 바와 같이, 오스테나이트 결정립은 δ -페라이트로부터 생성되었으나, 그 미세조직적 특성이 용융상태에서 바로 생성된 형상과 무척 유사하여 주상정 조직(columnar structure)이라고 부른다. 주상정 오스테나이트 조직은 계속되는 냉각과정에서 추가적인 변태과정을 거치게 되는데, 이러한 과정을 거쳐 최종적으로 형성되는 조직을 용착상태의 미세조직(as-deposited microstructure) 또는 1차 미세조직(primary microstructure)이라고 부른다.

한편, 고합금강(high-alloy steel)에서는 용융금속이 δ -페라이트상을 거치지 않고 바로 오스테나이트상으로 응고하게 된다. 예를 들면, Fig. 3의 Fe-Ni 평형상태도에서 보는 바와 같이, Ni함량이 6.2%이상이 되면 용융금속은 오스테나이트상으로 응고하게 되고 응고된 오스테나이트 결정립은 고온에서 바로 성장하게 된다. 즉, 저합금강에서는 용융금속이 $L \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ 의 변태과정을 거쳐서 오스테나이트상이 형성되는 반면에, 고합금강에서는 $L \rightarrow \gamma$ 의 변태에 의해 바로 형성되기 때문에 합금조성에 따라 결정립 크기는 차이를 보여 주게 된다. Fig. 4는 Ni 함량에 따른 오스테나이트 결정립 폭의 변화를 보여주는 결과이다^{4,5)}. 이 결과에서 보듯이, Ni 함량이 6.2%에 도달할 때까지는 결정립 폭이 서서히 감소하다가 그 이상에서는 급격히 증가한다. Ni 함량이 낮은 경우에는 $\delta \rightarrow \gamma$ 변태과정을 거치면서 결정립이 다소 미세화되는 것이며,

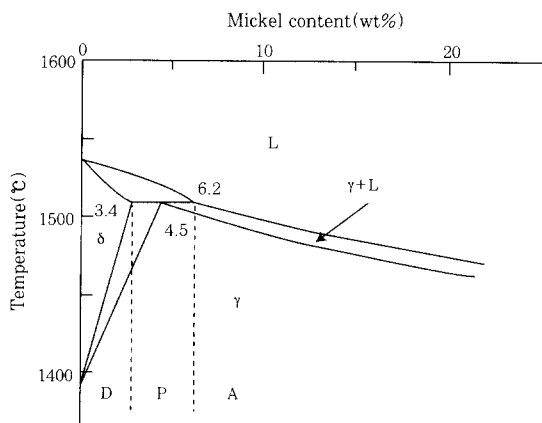


Fig. 3 Fe-Ni equilibrium phase diagram (high temperature section) (D :primary δ -ferrite solidification, P: peritectic effect, A: primary austenite solidification)

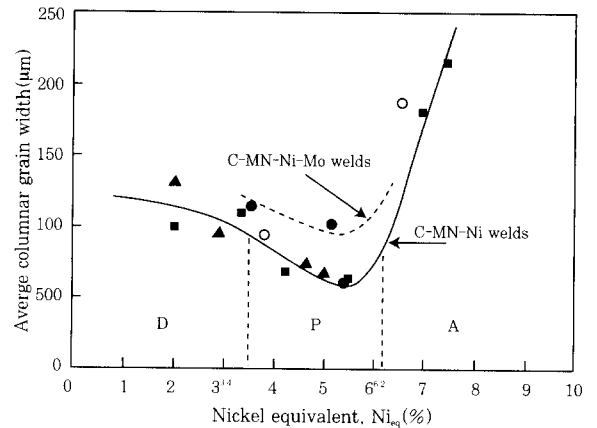


Fig. 4 Influence of nickel equivalent on the columnar grain size⁴⁾

Ni 함량이 높은 경우에는 이러한 미세화 과정이 생략된 상태에서 추가적인 성장을 하기 때문에 결정립 크기는 급격히 성장하는 것이다. 결국 $\delta \rightarrow \gamma$ 변태과정의 유무에 따라서 주상정 오스테나이트 결정립의 크기는 커다란 차이를 보여 주게 되는 것이다.

한편, 다층용접 용접부에서는 용착상태의 미세조직이 재가열되어 새로운 오스테나이트상이 핵생성되어 성장하는 과정을 거치기 때문에, 새로이 성장한 오스테나이트는 주조조직으로서의 특징, 즉 연신된 형상을 지위지고 등축 결정립(equiaxed grain) 형상을 가지게 된다⁶⁾. 이러한 등축 오스테나이트상이 상온으로 냉각되어 나타나는 조직을 재가열 미세조직(reheated microstructure) 또는 2차 미세조직(secondary microstructure)이라고 부른다. 따라서 같은 용접부라고 하더라도 오스테나이트 결정립의 크기와 모양은 매우 다양하게 나타나는데, 이러한 다양성은 다음의 두 가지 측면에서 중요한 역할을 한다.

(i) 결정립 크기가 클수록 경화능은 증가한다

냉각과정에서 오스테나이트 결정립계(grain boundary)는 가장 강력한 페라이트(ferrite)의 핵생성처로 작용하기 때문에, 오스테나이트 결정립 크기가 증가하게 되면 결정립계 면적이 작아져서 페라이트 핵생성 속도가 감소하게 된다. 그 결과 변태는 지연되고 경화능(hardenability)은 증가하게 된다.

(ii) 평행하게 배열된 주상정 조직은 경화능을 증가시킨다.

주상정-오스테나이트 결정립은 길이가 무척 길고 서로 평행하게 배열하고 있어서, 인접한 3개의 결정립이 모여 형성되는 3중점(triple junction)의 빈도수가 매우 적다. 3중점은 입계 핵생성처로서 가장 좋은 위치인데, 이의 빈도수가 적다는 것은 변태가 일어나기 어려운 환경이므로 경화능이 증가하는 결과를 초래한다.

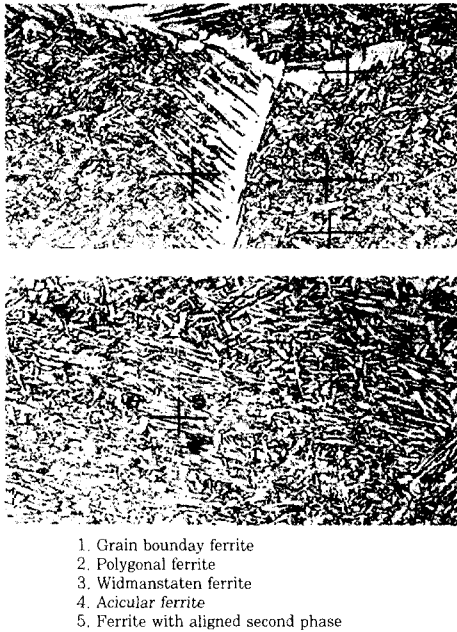


Fig. 5 Various microstructural constituents in as-deposited weld metal

1.2. 오스테나이트-페라이트 변태 조직

주상정 오스테나이트(γ)에서 페라이트(α)로 변태하여 생성되는 1차 미세조직은 용융부의 화학조성과 냉각속도 등에 따라 매우 다양한 조직들이 나타나게 된다. 탄소강 용접부에서는 입계 페라이트(grain boundary ferrite), 위드멘스테텐 페라이트(Widmanstatten ferrite), 등축 페라이트(polygonal ferrite), 침상형 페라이트(acicular ferrite)등이 대표적인 조직들이다. 이들 미세조직을 광학현미경으로 관찰하면 Fig. 5와 같이 나타나는데, 여기서 각 성분들의 미세조직적 특성을 명확히 식별할 수 있다. 이러한 특성을 근거로 하여 각각의 성분을 구분하게 되는데, 보다 자세한 차이점은 다음절에서 설명하도록 한다. 그밖에도 마르텐사이트(martensite), 잔류오스테나이트(retained austenite), 베이나이트(banite) 등이 나타날 수 있는데, 일반 저합금 탄소강에서는 이들이 생성되더라도 그 양이 소량이기 때문에 이들을 총칭하여 미세상(microphases)이라고 부르기도 한다.

탄소강 용접부에서는 상기한 미세조직 성분들이 혼재되어 다양하게 나타나기 때문에 각각의 성분을 미세조직적으로 명확히 규명하여 놓지 않으면 예상치 않은 혼돈을 야기할 수 있다. 이러한 혼돈을 최소화하고 구성성분에 대한 명칭을 통일하기 위하여 IIW(International Institutes of Welding)에서는

Abson 등⁷⁾의 제안을 받아 들여 Table 1과 같이 규정하였으며, 근래에는 거의 모든 문헌에서 이를 준용하고 있다. 그런데 한가지 특이한 사실은 베이나이트가 별도로 구분되어 있지 않는다는 것이다. 베이나이트 조직은 강재의 열처리 조직에서 매우 빈번히 나타나는 상임에도 불구하고, 이 표에서는 베이나이트상을 별도로 구분하지 않고 있는 것이다. 이는 광학현미경으로 용착금속부 미세조직을 관찰함에 있어 베이나이트 조직만을 명확히 구분하기가 용이치 않기 때문이다. 따라서 Table 1에서는 베이나이트와 위트멘스테텐 페라이트 등을 모두 포함하여 Ferrite with aligned M-A-C(AC)로 분류하고 있다.

Table 1 Microstructural constituents of ferritic weld metal observed in optical microscope.

| Microstructural Constituents designated by IIW | Code | Other Descriptions |
|--|------|---|
| Grain boundary ferrite | GF | Proeutectoid ferrite, Allotromorphic ferrite, Ferrite veins, Blocky ferrite, Polygonal ferrite |
| Polygonal ferrite | PF | Ferrite islands |
| Acicular ferrite | AF | Ferrite islands |
| Ferrite with aligned M-A-C | AC | Ferrite side plate, Widmanstatten ferrite, Ferrite with aligned second phase, Upper banite, Feathery banite, lamellar product |
| Ferrite-carbide aggregate (include pearlite) | FC | Pearlite, Ferrite + interphase carbide |
| Martensite | M | Ferrite islands |

2. 기술보고의 배경

지금까지 탄소강 용접부를 구성하고 있는 여러 가지 미세조직에 대해 간단히 기술하였는데, 그 중에서 침상형페라이트는 용착금속의 강도와 인성을 동시에 향상시키는 미세조직이라고 잘 알려져 있다. 그리고 전체 조직에서 침상형 페라이트가 차지하는 분율이 증가할수록 인성이 향상된다는 사실은 여러 연구자에 의해 확인되었다⁸⁻¹⁰⁾. 그런데 침상형 페라이트는 다른 조직들과 서로 경쟁적 관계를 가지고 생성되기 때문에, 모든 조직에 대해 그들이 생성되는 과정을 각각 이해할 필요가 있다. 한 예로써 Ti-B계 용접재료는 입계 페라이트의 생성을 억제하여 침상형 페라이트의 분율을 높이도록 설계된 재료이다^{11,12)}. 최근에는 비금속 개재물

을 적절히 제어하여 침상형 페라이트가 발달되도록 하는 연구가 매우 활발하게 진행되고 있다^{13~16)}. 결국 침상형 페라이트 분율을 높이기 위해서는 이의 생성을 보다 적극적으로 유도하던가, 아니면 다른 조직의 생성이나 성장을 억제하여야 한다. 그런데 국내에서는 이러한 방향으로의 기초연구가 미진하고, 지금까지 보고된 문헌을 종합적으로 분석한 자료가 없는 것 같아 본 기술보고를 준비하게 되었다.

본 기술보고는 3회에 걸쳐 연재하고자 하는데, 본 회에서는 1차 미세조직에서 나타나는 주요 미세조직들의 특성에 대해서 기술하고, 다음호에서는 침상형 페라이트 생성에 미치는 비금속개재물의 역할에 대하여 기술하며, 마지막 회에서는 탄소강 용접부 미세조직에 영향을 주는 제반인자들에 대해 종합적으로 검토하고자 한다.

3. 용착상태 미세조직의 구성 성분

3.1. 입계 페라이트 (grain boundry ferrite)

입계 페라이트는 오스테나이트가 A_{e3} 온도 이하로 냉각되면서 최초로 나타나는 상으로써, 오스테나이트 입계에서 핵생성되어 성장한 페라이트상이다.

따라서 입계페라이트의 생성은 다음의 두 단계로 나누어 생각할 수 있다.

- (i) 오스테나이트 결정립 계면에서의 페라이트 핵생성
- (ii) 오스테나이트 결정립 내부로의 성장

핵생성 속도는 결정립계 면적에 비례하기 때문에 오스테나이트 결정립의 크기가 작을수록 핵생성이 용이하게 되어 보다 높은 온도에서 변태가 일어난다. 더구나 오스테나이트 결정립계에는 미세한 비금속개재물이 존재하여 핵생성을 보다 용이하게 한다. 따라서 입계 페라이트의 핵생성은 오스테나이트 결정립의 크기와 비금속개재물의 양을 결정하는 산소함량에 의존한다고 할 수 있다. 이에 대해서는 최종회에서 보다 자세히 기술하도록 하고, 여기서는 생성된 입계 페라이트의 성장단계에 대해서 기술하고자 한다.

입계 페라이트는 확산변태의 산물이므로 확산이 용이한 결정립 계면을 따라 우선적으로 성장하여 입계를 모두 장식한 다음, 오스테나이트 내부로 성장하게 된다. 성장속도는 오스테나이트/페라이트 계면에 인접한 오스테나이트상에서 탄소가 확산되는 속도에 의해 지배되는 과정이다. 그럼으로 페라이트상의 두께(S)는 Fick의 확산공식 ($x = \sqrt{D \cdot t}$)에 의거 유지시간(t)의 루트함수에 비례하여 다음 식으로 표현된다.

$$S = \alpha \cdot \sqrt{t}$$

여기서, α = 비례상수

t = 유지시간

이러한 경향을 Fig. 6에서 보여주고 있는데, 이 결과에서 보듯이 전체적인 성장속도는 탄소함량에 크게 의존하고 있음을 알 수 있다¹⁷⁾. 즉 탄소함량이 페라이트의 용해한도(solubility limit)인 0.02%에 가까워지면 성장속도가 급격히 증가함을 보여준다. 이는 페라이트가 성장하더라도 계면에 집적되는 탄소량이 적기 때문에 탄소 확산에 대한 부담이 그만큼 적어지기 때문이다.

한편, 비례상수(α)는 오스테나이트상에서의 탄소확산계수에 의존하는 변수인데, Mn이나 Ni과 같은 오스테나이트 안정화 원소는 이를 낮추기 때문에 성장속도를 감소시킨다.

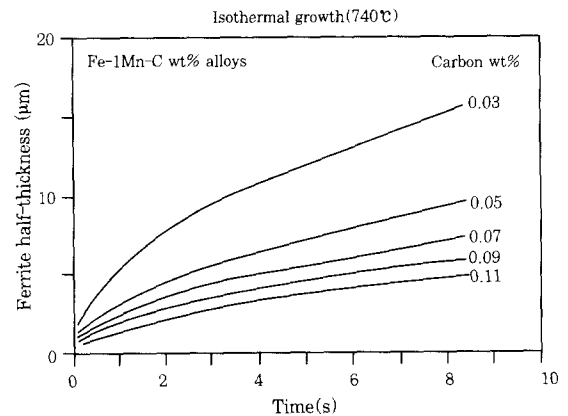


Fig. 6 An illustration of parabolic thickening of grain boundary ferrite during isothermal transformation⁷⁾

입계 페라이트의 두께가 시간의 루트함수에 비례한다는 것은 입계 페라이트의 두께가 증가할수록 성장속도가 둔화하는 것을 의미한다. 이는 변태가 진행될수록 변태계면에 인접한 오스테나이트에 탄소가 집적되어 성장속도가 낮아지기 때문이다. 더구나 온도가 내려가면 확산속도가 저하하여 더 이상의 성장은 기대할 수 없게 된다. 일반 탄소강에서는 이러한 한계가 약 600°C 정도에서 이르게 되는데, 이 시점에서 입계 페라이트의 두께는 최대에 이르고, 내부에 미변태 상태로 남아있는 오스테나이트는 다음에 기술하는 워트먼 스테인 페라이트와 침상형 페라이트 등으로 변태하기 시작한다.

입계 페라이트는 다음에 설명되는 침상형 페라이트 보다는 무척 조대하기 때문에 저온에서 취성파괴의 주

된 경로를 제공하게된다¹⁸⁾. 따라서 입계 페라이트의 양이 많아지면 저온 인성이 저하하는 것이 일반적인 현상이다.

2.2. 위트멘스테텐 페라이트 (Widmanstatten Ferrite)

위트멘스테텐 페라이트는 2차원적인 형상을 가지는 것이 특징인데, Fig. 5에서 보듯이, 입계 페라이트를 근거로 하여 성장하는 페라이트상이다. 위트멘스테텐 페라이트는 끝이 뾰족한 판상의 모양을 가지고 오스테나이트 내부로 성장하는데, 변태가 진행되는 꼭지점 부위는 항상 신선한(탄소가 집적되어 있지 않은) 오스테나이트와 접하게 된다. 이러한 환경 때문에 위트멘스테텐 페라이트는 성장속도가 매우 빨라서 수십 분의 일초 내에 변태가 끝나며, 성장속도는 시간에 의존하지 않는다. 이러한 특성 때문에 위트멘스테텐 페라이트는 미세조직에 있어서 입계 페라이트와 명확히 구분된다.

위트멘스테텐 페라이트는 판상형이라는 형상적인 특징으로 인하여 오스테나이트와 특정방위관계를 가지고 있을 수 있다. 이러한 방위관계는 King¹⁹⁾ 및 Enomoto²⁰⁾ 등에 의해 보고되었다. 이와 같이 오스테나이트와 특정한 방위관계를 가지고 있다는 것은 위트멘스테텐 페라이트가 베이나이트 변태 특성을 일부 지니고 있음을 의미하는 것이다. 최근 Jung 등은²¹⁾ 위트멘스테텐 페라이트의 결정방위 뿐만 아니라, 표면이완(surface relief) 효과가 나타나는 실험 결과들을 종합하여, 이를 상부 베이나이트와 유사한 특성이 있다고 규명하고 이들 간에는 단지 핵생성처에 있어서 차이가 있을 뿐이라고 하였다.

3.3. 침상형 페라이트(Acicular Ferrite)

3.3.1 침상형 페라이트의 미세조직 특성

침상형 페라이트은 입계 페라이트의 성장이 종료되는 시점에서 생성되기 때문에 입계 페라이트에 의해 둘러싸여 있는 형상을 보여 준다(Fig. 7(a)). 침상형 페라이트 조직을 고배율로 관찰하여 보면, 막대기 모양의 래스(lath)들이 무질서하게 얽혀있는 형상을 하고 있어서(Fig. 7(b)), 매우 미세한 조직처럼 보여진다.

'acicular' 라는 단어의 뜻은 '곳이 바늘과 같이 뾰족한 막대기 형상'을 의미한다. 그러나 침상형 페라이트를 3차원적으로 보면 막대기 형상보다는 얇은 렌즈모양의 판재가 적층되어 있는 형상을 하고 있다고 알려져 있다. 그럼으로 2차원 평면상에 나타나는 침상형

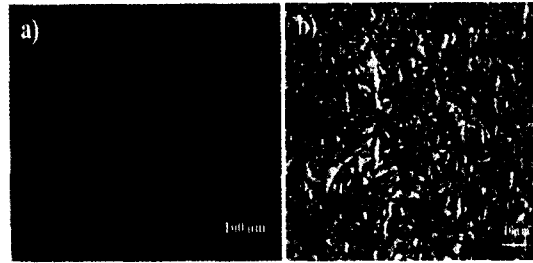


Fig. 7 Optital microstructures of as-deposited weld metal in (a) low and (b) high magnification

페라이트는 항상 얇은 판상구조의 단면을 보여주게 되며, 어디에서도 막대기의 단면과 같은 형상은 나타나지 않는다.

침상형 페라이트가 미세하게 보이는 것은 침상형 페라이트가 용착금속 내에 존재하는 비금속 개재물로부터 핵생성되어 성장한다는 특징을 가지고 있기 때문이다. Fig. 8과 9는 그러한 특징을 보여주는 주사전자현미경(SEM) 및 투과전자현미경(TEM) 사진들이다. 강 내부에 존재하는 산화개재물(oxide inclusion)이 침상형 페라이트의 핵생성 장소로의 역할을 하고 있다는 사실은 Ito 등에²²⁾ 의해 최초로 보고되었고, 이후 이를 입증하는 수많은 보고가 계속되었다. 그리고 개재물의 어떤 특성이 페라이트 핵생성에 도움을 주는지에 대한 연구는 최근까지도 계속되고 있다. 이에 대해서는 다음 호에서 논하기로 한다.

Fig. 8과 9에서 보여주는 페라이트 래스들은 서로 얽혀있는 구조(interlocking structure)를 하고 있으며, 각각의 래스가 서로 다른 위치에서 핵생성되어 성장한 것이기 때문에 래스 계면은 대부분 고각입계(high-angle boundary)라고 알려져 있다^{24,25)}. Fig. 10(a)는 하나의 개재물로부터 형성된 페라이트 래스들이 인접한 래스와 고각입계(high-angle boundary) 관계를 가지고 있음을 보여 주는 실험결과이다.

반면에, 오스테나이트 입계에서 형성되는 베이나이트나 위트멘스테텐 페라이트는 대부분 저각입계(low-

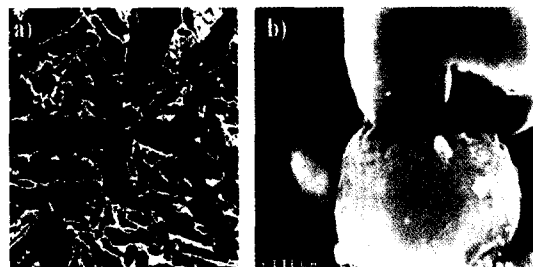


Fig. 8 SEM micrographs showing acicular ferrite lathes nucleated from inclusion : (a) low magnification, (b) high magnification.

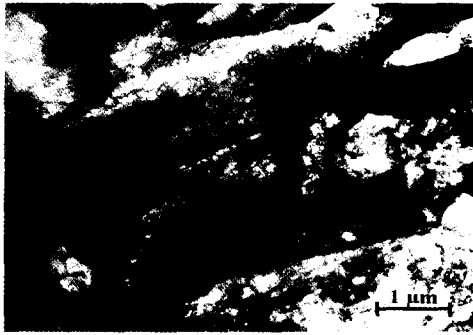


Fig. 9 TEM micrograph of acicular ferrite nucleating from inclusion

angle boundary)로 구성되어 있다(Fig. 10(b)). 저각입계는 저온에서 균열이 진행할 때 균열을 굴절시키는 역할을 하지 못하기 때문에 이들 조직은 취성파괴에 대한 저항성이 작으며²⁶⁾, 이들의 분율이 높을수록 용착금속의 인성 및 강도는 저하한다.

한편, Farra와 Zhang²⁷⁾은 침상형 페라이트의 형상 변화에 대해서 연구하였는데, 합금원소의 첨가로 인하여 변태시작 온도가 낮아지면 레스의 폭은 작아지고 길이는 길어진다고 보고하였다. 그들은 이러한 변화가 기계적 성질에도 영향을 미칠 수 있다고 보았다. 그리고 그림 9의 투과전자현미경 조직에서 보여 주듯이, 페라이트 레스 내에는 고 밀도의 전위가 존재하는데, 전위 밀도는 $3.90 \times 10^{14}/m^2$ 정도로 측정되었다²⁸⁾. 이러한 전위밀도가 강도에 기여하는 정도를 다음의 식²⁹⁾으로 계산하여 보면, 약 145MPa 정도의 강도 상승 효과를 보인다. 즉 침상형 페라이트는 자체가 가지는 전위에 의해 145MPa의 강도를 추가적으로 확보하여 전체 용착금속의 강도향상에 기여하게 된다.

$$\sigma_D = 0.38Gb\rho^{0.5}$$

여기서, G = shear modulus of ferrite

b = magnitude of the Burgers vector of dislocations

ρ = dislocation density

이러한 실험 결과에도 불구하고, 침상형 페라이트 조직의 미세화정도 또는 유효 결정립 크기(effective grain size)에 대하여 언급하거나 연구한 결과는 발견하지 못하였다. 즉 현재까지도 침상형 페라이트 조직은 조직의 특성상 '미세한 조직'이라고 불려지고는 있지만 '얼마나 미세한지?' 그리고 '유효 결정립의 경계가 무엇인지?'에 대한 논의는 표면화되어 있지 않은 실정이다. 따라서 침상형 페라이트 조직의 결정립크기를 측정한다고 하는 것은 현재로서 불가능하다고 하겠다.

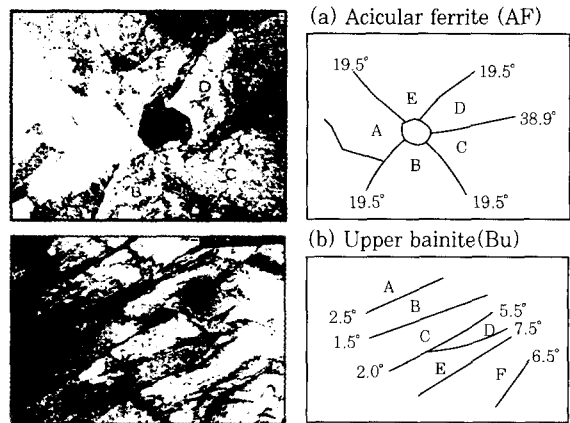


Fig. 10 Misorientation angle of lath structures : (a) acicular ferrite and (b) upper bainite²⁴⁾.

2.3.2 침상형 페라이트의 변태적 특성

상기한 바와 같이 침상형 페라이트의 미세조직적 특성에 대해서는 거의 모든 연구자들이 일치하는 견해를 가지고 있다. 그러나 침상형 페라이트가 어떠한 변태기구(transformation mechanism)에 의해 생성되는가에 대해서는 오랫동안 많은 논란이 있었다.

탄소강의 열처리 과정에서 나타나는 변태기구는 확산변태와 비확산변태(마르텐사이트 변태)로 나뉘어지고, 그 중간 형태로서 베이나이트변태가 존재한다. 이러한 변태특성 측면에서 용착금속을 구성하고 있는 미세조직을 구분하여 보면, 입계 페라이트는 확산변태의 산물이고, 위트멘스테텐 페라이트는 확산 변태와 베이나이트 변태 특성을 모두 지니고 있는 조직이다. 그러나 침상형 페라이트 조직은 용착금속에서만 나타나는 조직이었기 때문에, 미세조직적 특성으로부터 단순히 명칭만 부여하였을 뿐, 변태특성에 대해서는 크게 관심을 두지 않았었다. 그러다가 1980년 이후 비금속 개재물의 역할에 대한 연구가 수행되면서 변태특성에 대한 논란이 시작되었다. 주요 쟁점은 침상형 페라이트가 위트멘스테텐 페라이트성인지 아니면 베이나이트성인지 하는 것이었다. 위트멘스테텐 페라이트성이면 페라이트/오스테나이트 계면 앞의 오스테나이트상에서 탄소의 확산이 이루어지는 것이고, 베이나이트성이면 페라이트/오스테나이트 계면 뒤의 페라이트상에서 이루어지는 것이다.

Rick³⁰⁾ 등은 (i) 변태과정에서 미변태상태로 남아있는 오스테나이트의 탄소함량이 증가하였으며, (ii) 침상형 페라이트 내에는 탄화물이 존재하지 않으며, (ii) ledge mechanism에 의해 페라이트/오스테나이트 계면이 계단식으로 나타나는 것이라고 설명하면서³¹⁾, 침상형 페라이트는 입내에서 형성된 위트멘스테텐 페라이트라고 정의하였다.

그러나 최근 Bhadeshia 등은³²⁾ 다양한 연구를 통하여, 침상형 페라이트의 생성과 더불어 나타나는 형상변화(shape change)가 invariant-plane strain이고, 오스테나이트와는 특정한 방위관계를 가지며, 변태 시작온도가 베이나이트변태 시작온도(Bs)와 유사하다는 등의 사실로부터, 침상형 페라이트는 근본적으로 베이나이트와 동일하다고 하였다. 이러한 정의가 있기 전에도 침상형 페라이트가 베이나이트 변태의 산물일 것이라는 연구결과는, 비록 현상적인 것이기는 하지만, 다양하게 제시되었었다. Harrison 등은³³⁾ 용착금속부에서 단지 개재물만 제거하게 되면 침상형 페라이트 조직이 베이나이트 조직으로 바뀌게 됨을 보여 주었고, Yang 등은³⁴⁾ 오스테나이트 결정립 계면을 증가시키면 침상형 페라이트가 베이나이트로 천이한다고 하였고, Babu 등은^{35,36)} 오스테나이트 결정립 계면이 입계 페라이트로 채워지면 베이나이트가 침상형 페라이트로 천이한다는 일련의 실험결과를 보여 줌으로써 침상형 페라이트와 베이나이트는 동일한 변태특성을 가지고 있음을 간접적으로 증명하였다. 그리고 침상형 페라이트가 베이나이트 변태 시작온도보다 낮은 온도에서만 생성된다는 Ito 등의³⁷⁾ 실험결과도 침상형 페라이트가 베이나이트 변태의 산물임을 확인 시켜 주었다.

결국 침상형 페라이트는 베이나이트 변태의 산물이며, 미세조직에 있어서도 판상의 구조를 가지고 있는 것은 베이나이트 조직의 특성과 동일하다. 그러나 베이나이트는 구오스테나이트 결정립계에서 생성되어 결정립 내부로 평행하게 성장하는 적층 판상구조를 가지는데 반하여, 침상형 페라이트는 오스테나이트 결정립 내에 분산된 비금속 개재물로부터 핵생성되어 사방으로 성장해 나가는 방사형 형상을 하고 있다. 따라서 침상형 페라이트는 핵생성처가 입계에서 입내로 바뀐에 따라 성장형태가 변화된 베이나이트라고 할 수 있다. 즉 침상형 페라이트는 '결정립 내에서 핵생성되어 성장한 베이나이트성 페라이트'인 것이다. 따라서 침상형 페라이트는 확산에 의존하지 않고 변태가 진행되고, 그로 인하여 페라이트상에 과포화되는 탄소는 변태 즉시 인접한 오스테나이트상으로 확산되어 나가게 된다. 탄소 확산으로 탄소 농도가 증가한 오스테나이트는 최종단계에서 미세상으로 변태하게 되는 것이다.

이상에서 살펴 본 바와 같이, 침상형 페라이트의 생성 과정에서 용착금속 내에 존재하는 개재물이 주요한 역할을 한다는 사실과 변태특성은 명확히 규명되어 있다. 그러나 개재물의 어떤 특성이 침상형 페라이트의 형성을 지배하는지에 대해서는 아직도 많은 논란이 있다. 이와 관련하여 지금까지 여러 연구자들에 의해 제안되고 있는 가설들을 정리하여 다음 호에 소개하고 자 한다.

4. 맺음말

탄소강 용착금속의 미세조직은 여러 가지 미세조직이 혼재되어 나타나는데, 이들 중에서 주요한 조직을 살펴보면 다음과 같다. 먼저 구오스테나이트 입계를 따라 생성되는 입계 페라이트, 입계 페라이트를 근거로 하여 판상으로 성장하는 위트멘스테텐 페라이트, 그리고 입내에서 비금속 개재물을 근거로 하여 발달하는 침상형 페라이트 등이 있다. 이들을 변태기구 측면에서 보면 입계 페라이트는 확산변태의 산물이며, 위트멘스테텐 페라이트는 확산변태와 베이나이트 변태가 혼재되어 나타나는 특성을 가지며, 침상형 페라이트는 베이나이트 변태의 산물이다. 조직의 미세 정도 측면에서 보면, 입계 페라이트와 위트멘스테텐 페라이트는 조직이 조대한 반면, 침상형 페라이트는 입내의 비금속 개재물로부터 핵생성되어 방사선 방향으로 성장하기 때문에 조직미세화에 기여하는 바가 매우 크다. 그러나 아직도 침상형 페라이트 조직의 미세 정도를 측정할 수 있는 방법은 제시되어 있지 않다.

한편, 상기한 조직들은 모두 경쟁적인 관계를 가지고 생성되기 때문에 여러 가지 조건에 따라 각각의 생성 여부 및 생성 정도는 차이가 있게 된다. 최근에는 용접 열영향부에서도 침상형 페라이트 조직을 얻고자 하는 연구가 수행되고 있는데, 이를 위해서는 다른 조직들은 발달하지 못하게 하면서 침상형 페라이트 조직만이 발달할 수 있는 제반 조건이 부여되어야 한다. 이러한 조건을 부여하기 위해서는 침상형 페라이트의 형성에 미치는 개재물의 역할을 규명할 필요가 있다. 이에 대해서는 다음 호에 개재하기로 한다.

참고 문헌

1. O. Grong and D. K. Matlock: Microstructural development in mild and low alloy steel weld metals. *Int. Metall. Review*, Vol. 31, No. 1(1986), pp. 27-48
2. A. O. Kluken and O. Grong: Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn deoxidized steel weld metal. *Metall. Trans. A*, Vol. 20A, No. 8 (1989), pp. 1335-1349
3. S. S. Babu, S. A. David, J. M. Vitek, K. Mundra and T. DebRoy: Development of macro- and microstructures of carbon-manganese low alloy steel welds: inclusion formation. *Mater. Sci. Tech.*, Vol. 11, No. 2(1995), pp.186-199
4. Z. Zhang and R. A. Farrar: Columnar grain development in C-Mn-Ni low-alloy weld metals and the influence of nickel, *J. of Mater. Sci.*, Vol. 30, (1995), pp. 5581-5588
5. Z. Zhang and R. A. Farrar: Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni weld metal.

- Welding Journal, Vol. , No. 5(1997), pp. 183s-196s
6. H. Cerjak, E. Letofsky, X. Pitoiset, A. Seiringer and G. M. Evans: The effect of Microstructure on the toughness of C-Mn-Multirun Weld Deposit, Proc. of 4th Inter. Conf. on Trends in Welding Research, Gatlinburg, Tennessee, USA (1995)
 7. D. J. Abson and R. E. Dolby: A scheme of the quantitative description of ferritic weld metal microstructure, IIW Doc. IXJ-29-80 (1980)
 8. J. R. Garland and P. R. Kirkwood: Towards improved submerged arc weld metal, Metal Construction(part 1), Vol. 7, No. 5(1975), p. 275
 9. J. R. Garland and P. R. Kirkwood: Towards improved submerged arc weld metal, Metal Construction(part 2), Metal Construction, Vol. 7, No. 6(1975), p. 320
 10. D. J. Abson and R. J. Pargeter: Int. Metals Reviews, Vol. 31, No. 4(1986), p. 141
 11. D. W. Oh: The influence of boron and titanium on low carbon microalloyed steel weld metal, M.S. thesis, Colorado school of Mines, Co. USA (1987)
 12. N. Mori, H. Homma, M. Wakabayashi and S. Ohkida: Characteristics of mechanical properties of Ti-B bearing weld metals, IIW Doc. II-980-82(1982)
 13. H. Homma, S. Ohkita, S. Matsuda and K. Yamamoto: Improvement of HAZ toughness in HSLA steel by introducing finely dispersed Ti-oxide, Welding Journal, Vol. 66, No. 10(1987), pp. 301s-309s
 14. Advances in technology of oxide metallurgy, Nippon steel technical report, No. 61, April, (1994)
 15. F. Ishikawa, T. Takahashi and T. Ochi: Intragranular ferrite nucleation in medium-carbon vanadium steels, Metall. Mat. Trans. A, Vol. 25A, No. 5, pp. 929-936
 16. 오경식: Ti-M 첨가강 주편개재물 및 IFP형성 특성, '99 차세대 구조용 강재 개발 Workshop, 포항제철, (1999) .
 17. Steels, Microstructure and Property, 2nd ed., ed. by S. R. Honeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia, pub. Arnold, p. 285
 18. E. Levine and D. C. Hill: Structure-property relationships in low C weld metal, met. Trans. A, Vol. 8A, No. 9(1977), pp. 1453-1463
 19. A. D. King and T. Bell: Morphology and Crystallography of Widmanstätten proeutectoid ferrite, Mat. Sci. J., Vol. 8, (1974), pp. 253-260
 20. M. Enomoto and H. Tsubakino: The bainite transformation as viewed from the diffusion school, Bulletin Japan Inst. Metals, Vol. 28, No. 9(1989), pp. 732-741
 21. Yun-Chul Jung, Sung-Joon Kim and Yasuya Ohmori: Morphology and growth process of bainitic ferrite in steels, Metals and Materials, Vol. 4, No. 2(1988), pp. 125-134
 22. Y. Ito and M. Nakanishi: Sumitomo Search, Vol. 15(1976), p. 42
 23. M. R. Kirshnadev and R. Ghosh: Metall. Trans. A, Vol. 10A, No. (1979), pp. 1941
 24. Y. Horii, S. Ohkita, K. Shinada and K. Koyama: Development of high-performance welding technology for steel plates and pipe for structural purposes, Nippon Steel Tech. Report, No. 65(1995), p. 15
 25. Z. Huang and M. Yao: Effect of arrangement of acicular ferrite in a Widmanstätten microstructure in the fracture of mild steel, Mat. Sci. and Eng., AH9, (1989), pp. 211-217
 26. J. H. Tweed and J. F. Knott: Metal Science, Vol. 17, No. 2(1983), p. 45
 27. R. A. Farra and Z. Zhang: Aspect ratios and morphology of acicular ferrite in C-Mn-Ni weld metal, Mater. Sci. and Tech., Vol. 11, No. 8(1995), pp. 759-764
 28. J. R. Yang and H. K. D. H. Bhadeshia: The dislocation density of acicular ferrite in steel welds, Welding Journal, Vol. ,No. 8(1990), pp. 305s-307s
 29. A. S. Keh and S. Weissmann: Deformation structures in body-centered cubic metals, Electron Microscopy and Strength of Crystals, ed. by G. Thomas and J. Washburn, Inter-science, New York, N.Y., pp. 231-300
 30. Ricks, R. A., Howell P. R. and Barritte, G. S. : The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals, J. Mat. Sci. 17(1982), pp. 732-740
 31. Y. Ohmori, A. T. Davenport and R. W. K. Honeycombe: Trans. Iron Steel Inst. Japan, Vol. 12, (1972), p. 129
 32. H. K. D. H. Bhadeshia and J. W. Christian : Bainite in steel, Metall. Trans. A, 21A, (1990), p. 767
 33. P. L. Harrison and R. A. Farrar: J. Mat. Sci., Vol 16, (1981), p.2218-2226
 34. J. R. Yang and H. K. D. H. Bhadeshia: Welding Metallurgy of Structural Steels, ed. J. Y. Koo, AIME, Warrendale, (1987), pp. 549-563
 35. S. S. Babu and H. K. D. H. Bhadeshia: Mat. Sci. and Tech., Vol. 6, (1990), pp. 1005-1020
 36. S. S. Babu and H. K. D. H. Bhadeshia: Mater. Trans., JIM, Vol. 32, No. 8(1991), pp. 679-688
 37. Y. Ito, M. Nakanishi and Y. Komizo: IIW Doc. IX-1194-81 (1981)



- 김희진(金喜珍)
- 1953년생
- 용접 재료 개발
- 용접 아크 현상 및 파형제어
- e-mail : kimhj@kitech.re.kr



- 강봉용(姜鳳龍)
- 1960년생
- 용접 재료 개발
- 용접 아크 현상 및 파형제어
- e-mail : kambo@kitech.re.kr