



## 침상형페라이트의 핵생성에 미치는 비금속개재물의 역할

김희진 · 강봉용

### Role of Non-Metallic Inclusions on the Nucleation of Acicular Ferrite

Hee Jin Kim and Bong Yong Kang

#### 1. 침상형페라이트 조직의 특성

기 보고<sup>1)</sup>한 바와 같이, 침상형페라이트(acicular ferrite) 조직은 미세한 래스들이 서로 결속된 구조(inter-locking structure)를 가지고 있어서 외양상으로 매우 미세한 조직임을 알 수 있다. 이러한 미세조직적 특성으로 인하여 침상형페라이트는 용착금속의 강도와 인성을 동시에 향상시키는 조직일 뿐만 아니라, 저온 인성을 확보하기 위해서는 필수적인 조직이다. 이러한 중요성 때문에 침상형페라이트에 대해서는 용접부를 대상으로 하여 많은 연구가 수행되어 왔는데, 최근에는 이를 활용하여 용접열영향부의 인성을 향상시키고자 하는 연구가 국내외에서 활발히 진행되고 있다<sup>2,3)</sup>.

침상형페라이트가 베이나이트변태(bainitic transformation)의 산물이라고 하는 것은 이미 확인된 사실인데, 통상적인 베이나이트 조직과는 미세조직에 있어서 다소 차이가 있을 뿐이다. 베이나이트 조직은 구오스테나이트 결정립계에서 생성되어 적층 판상 구조를 가지고 결정립 내부로 성장하는데 반하여, 침상형페라이트는 오스테나이트 결정립 내에 분산된 비금속 입자(non-metallic inclusion)로부터 핵생성되어 사방으로 성장해 나가는 방사형 형상을 가지고 있다. 따라서 침상형페라이트는 핵생성처의 차이로 인해 '성장형태가 변화된 베이나이트'라고 할 수 있다.

이와 같이 비금속개재물은 침상형페라이트의 핵생성 과정에서 필수적인 요소이기 때문에, 이를 다량 함유하고 있는 용착금속부에서는 침상형페라이트 조직이 통상적으로 관찰되는 조직이지만, 산소함량이 낮은 일반 구조용강의 모재 또는 열영향부에서는 잘 나타나지 않는 조직이다. 이러한 경향을 Fig. 1에서 보여주고 있는데, 이들은 일반 탄소강의 용착금속부와 열영향부

에서 관찰되는 전형적인 미세조직 사진이다. 용착금속부에서는 침상형페라이트가 주된 조직으로 잘 발달되어 있으나, 조대화된 열영향부에서는 그와 같은 조직이 전혀 관찰되지 않고 있다. 대신에 저온 변태산물로 보이는 베이나이트나 마르텐사이트 조직이 입계페라이트와 워트멘스테텐-페라이트와 함께 나타나고 있다. 그러나 최근에는 강중에 비금속개재물을 적절히 분산 시킴으로써 일반 구조용강의 열영향부에서도 침상형페라이트가 형성될 수 있다는 실험결과가 다수 보고되었는데<sup>4-7)</sup>, 특히 Ti-oxide처리강에서는 침상형페라이트가 매우 잘 발달되어 용접열영향부의 인성을 향상시킬 수 있음을 보여주었다<sup>8)</sup>. 이와 같이 비금속개재물은 용착금속부 뿐만 아니라 용접열영향부에서도 미세조직을 결정하는 주요한 인자가 됨이 알려지면서 oxide metallurgy라고 하는 새로운 연구분야가 도출되기에 이르렀다.

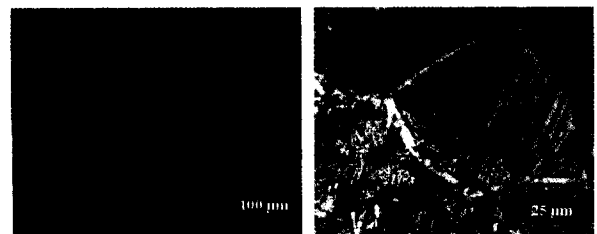


Fig. 1 Optical microstructures of (a) weld metal and (b) grain-coarsened HAZ.

그런데 침상형페라이트 조직의 기본 단위가 되는 페라이트 래스(lath)는 개재물로부터 핵생성되는데, 래스 모두가 개재물로부터 핵생성되는 것은 아니다. 페라이트는 비금속개재물로부터 우선적으로 핵생성되어 1차 페라이트를 형성하지만, 이어서 1차 페라이트와 오스테나이트의 계면으로부터도 새로운 페라이트가 생성되기 때문이다<sup>9,10)</sup>. 이렇게 계면으로부터 2차적으로 핵생성되는 현상을 공명 핵생성(sym pathetic

nucleation)<sup>11)</sup>이라고 부른다. 그런데 용착금속부의 침상형페라이트 조직에서 이들이 각각 차지하는 상대적 분율에 대해서는 보고된 바 없는데, 용접열영향부를 모사한 시편에서는 2차 페라이트가 전체의 약 80%에 이른다는 보고가 있었다<sup>2)</sup>.

한편, 모든 페라이트가 개재물로부터 핵생성되는 것이 아니듯이, 모든 개재물이 페라이트의 핵생성처로 작용하는 것도 아니다. 지금까지 용착금속을 대상으로 연구한 문헌을 살펴보면, 개재물의 조성 및 크기에 따라 핵생성 능력에는 많은 차이가 있음을 알 수 있다.

Ito와 Nakanish<sup>12)</sup>는 TiN과 AlN 모두 침상형페라이트의 형성을 조장하는 개재물이라고 하였으나, North 등<sup>13)</sup>은 TiN과 VN은 유효한 개재물이지만 AlN과 ZrN은 핵생성 능력이 떨어진다고 하였다. 즉 AlN의 유효성에 대해서는 상반된 결과를 보여 주고 있는 것이다. 한편 Dowling 등<sup>14)</sup>은 개재물의 조성 및 침상형페라이트의 생성량과는 아무런 관계가 없다고 하였다. 즉 개재물 조성은 핵생성 능력에 어떠한 영향도 미치지 않는다는 것이다.

더욱이, 용접 열영향부에서 개재물의 유효성에 대하여 연구한 문헌을 조사해 보면, 핵생성에 미치는 개재물의 역할은 더욱 혼돈스러워 진다. Lee 등<sup>15)</sup>의 보고에 의하면 Ti-산화물, MnS, Ti-oxysulfide 모두 핵생성처로 작용하는데, 이 중에서 Ti-oxysulfide가 가장 우수한 핵생성 능력을 보유하고 있다고 하였다. 한편, Ishikawa 등<sup>16,17)</sup>은 MnS 표면에 석출된 (precipitated) VN로부터, Madariaga 등<sup>18)</sup>은 MnS 표면에 석출된 CuS로부터 침상형페라이트가 핵생성 되고 있음을 확인하고, 페라이트 핵생성에 있어서 중요한 역할을 하는 것은 개재물 자체의 화학조성보다는 개재물 표면에 석출된 화합물의 조성이라고 주장하였다. 그리고 원 등<sup>2)</sup>은 CuS, TiN 또는 Ti-산화물등이 직접적으로 침상형페라이트의 핵생성을 촉진한다기 보다는 이들이 MnS, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MnO등과 집합체를 이루어 개재물의 크기를 키움으로써 침상형페라이트의 생성을 촉진시키는 것이라고 하였다.

이상에서 살펴본 바와 같이, 침상형페라이트의 핵생성에 미치는 개재물의 영향은 개재물 조성에 따라 너무도 다양하고, 동일한 조성의 개재물에 대해서도 연구자에 따라 커다란 차이를 보여주고 있다. 따라서 이들 사이의 관계를 일관성 있게 설명하기 위해서는 핵생성 능력을 지배하는 개재물의 특성을 이론적으로 규명하는 것이 필요하였다. 이러한 필요성에 의하여 여러 연구자들이 자신의 실험결과에 적합한 가설이나 이론을 제시하였는데, 이들의 타당성에 대해서는 지금까

지도 논의가 계속되고 있다.

본 기술보고에서는 이러한 논리, 즉 개재물의 어떤 특성이 침상형페라이트의 형성을 지배하는지에 대해서 지금까지 여러 연구자들에 의해 제안되고 있는 가설들을 소개하고 이들의 적합성에 대하여 논하고자 한다.

## 2. 비금속개재물의 역할

### 2.1 기지(substrate)로서의 역할

오스테나이트 기지와 개재물 사이에는 경계면(intephase boundries)이 존재하고, 경계면은 계면에너지를 가지고 있기 때문에, 개재물 표면으로부터 핵생성되는 것이 에너지적으로 보다 용이하다는 것이다. 이는 고전적인 핵생성 이론에 바탕을 둔 불균질 핵생성(heterogeneous nucleation)이론을 인용하고 있는 것이다.

#### 2.1.1 단순한 기지로서의 역할

금속 내에 존재하는 개재물이 불활성(inert)이고, 비적합(incoherent)이고, 비변형(non-deformable) 상태라고 가정하고, 개재물/오스테나이트 사이의 계면에너지( $\alpha_s/\gamma$ )와 개재물/페라이트 사이의 계면에너지( $\alpha_s/\delta$ )가 동일하다고 가정하면, 불균질 핵생성이론에 의거 핵생성에 필요한 활성화 에너지 장벽(activation energy barrier)은 개재물 크기에 따라 Fig. 2와 같이 변한다고 Ricks 등<sup>10)</sup>이 보고하였다. 이러한 변화가 의미하는 것을 요약하면 다음과 같다.

- (i) 균질핵생성(homogeneous nucleation) 보다는 개재물로부터 핵생성되는 불균질 핵생성이 에너지적으로 우선한다.
- (i) 개재물의 크기가 클수록 불균질 핵생성에 필요한 활성화 에너지 장벽은 낮아진다.
- (ii) 개재물 크기에 관계없이, 입계에서의 핵생성이 개재물에 의한 불균질 핵생성보다 에너지적으로 우선한다.

이를  $\gamma-\alpha$  변태 과정에서 페라이트 생성 위치의 우선 순위를 부여하는 것으로써, 페라이트는 구오스테나이트 입계에서 제일 먼저 생성되고, 다음으로 개재물에서 생성된다는 것이다. 이는 실제 용착금속의 변태과정과 일치한다<sup>1)</sup>. 그런데 개재물이 단순한 기지의 역할만을 한다면, 개재물의 크기가 클수록 페라이트 핵생성이 보다 용이해 지는 것으로 나타나고 있다. 실제로 몇몇 연구자들은 개재물이 어느 정도 크기 이상에서 침상형페라이트가 생성됨을 실험적으로 보여 주었다.

Liu와 Olson<sup>19)</sup>은 0.2 $\mu\text{m}$  이상의 개재물이 존재해야 한다고 하였으며, Klauklis 등<sup>20)</sup>과 Barbaro 등<sup>9)</sup>은 적어도 0.4 $\mu\text{m}$  이상이 되어야 한다고 하였다. 이들은 특히 개재물의 크기가 증가함에 따라 핵생성처로 작용하는 확률이 증가함을 Fig. 3과 같은 실험 결과로써 보여 주었다. 이 그림으로부터, 개재물의 크기가 0.6  $\mu\text{m}$  보다 커지게 되면 확률이 1.0에 수렴하여 모두 다 핵생성처로 작용하게 됨을 알 수 있다. 이러한 결과는 Fig. 2에서 이론적으로 예측하였던 개재물 크기의 영향을 실험적으로 증거하는 것으로써, 개재물이 페라이트 핵생성에 있어서 '단순히 기지로서의 역할' 만을 하고 있음을 확실히 보여주는 실험결과이다.

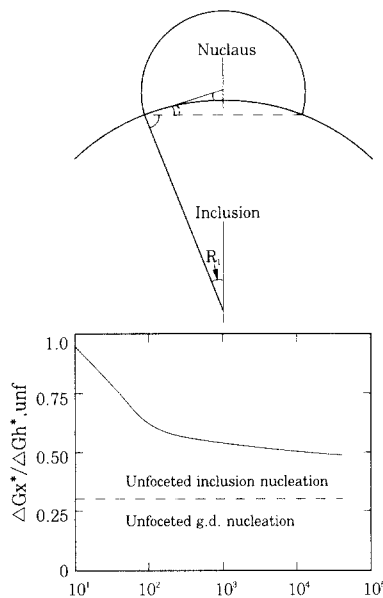


Fig. 2 Effect of inclusion size on the energy barrier for ferrite nucleation<sup>10)</sup>.

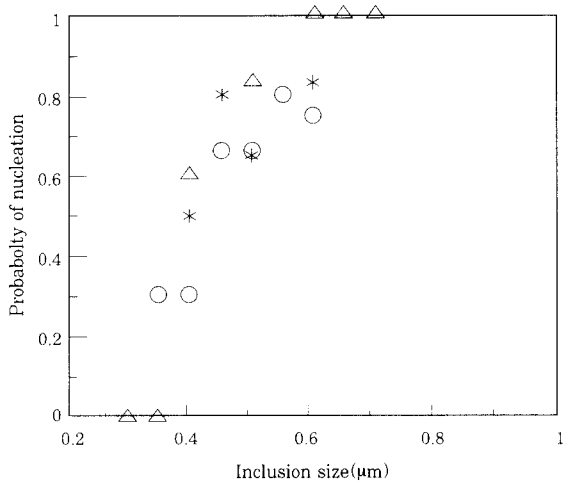


Fig. 3 Effect of inclusion size on the probability of acicular ferrite nucleation<sup>9,20)</sup>.

개재물이 단순히 기지로서의 역할만을 한다고 하였을 때, 침상형페라이트 생성에 미치는 개재물의 특성은 개재물 크기 이외에도, Fig. 4에서 보여주듯이, 개재물의 표면에너지가 매우 중요한 인자가 된다<sup>21)</sup>.

개재물/오스테나이트 사이의 계면에너지( $\sigma_i/r$ )가 커던지 개재물/페라이트 사이의 계면에너지( $\sigma_i/a$ )가 작던지 하여 에너지 장벽을 낮출 수 있다면 입계보다도 더 우선적인 핵생성처로 작용할 수 있을 것이다. 따라서 본 이론을 보다 발전시키기 위해서는 개재물과 기지상(matrix phase)들간의 계면에너지에 대한 데이터가 보완될 필요가 있다. 현재로써는 이러한 데이터가 거의 없기 때문에 개재물의 종류 또는 조성 차이로 야기되는 핵생성 능력의 변화를 설명할 수 없다는 약점이 있다. 이러한 약점에도 불구하고 다음에 소개하는 '격자정합성 이론'에서는 개재물/페라이트 사이의 격자정합성이 우수할 수록 계면에너지( $\sigma_i/a$ )가 작아질 것이라고 보았다.

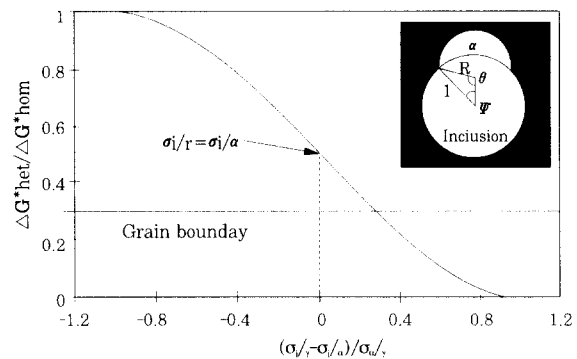


Fig. 4 Activation energy barrier of heterogeneous nucleation as a function of the difference between/inclusion and/inclusion interfacial energies per unit area of interface<sup>21)</sup>.

### 2.1.2 격자정합성의 영향

개재물로부터 침상형페라이트가 핵생성되는 반응은 불균질 핵생성(heterogeneous nucleation)반응이기 때문에, 만약 개재물이 페라이트와 격자 정합성이 우수하면 개재물과 페라이트 사이의 계면에너지( $\sigma_i/a$ )가 감소하여 불균질 핵생성의 활성화에너지 장벽이 낮아지게 되어 페라이트 핵생성이 보다 용이해 질 수 있을 것이다<sup>13,22)</sup>. 이에 근거한 '격자정합성(lattice matching) 이론'은 페라이트와 격자 정합성이 우수한 개재물일수록 페라이트 핵생성 능력이 양호하다는 이론이다.

Table 1은 여러 가지 화합물에 있어서 페라이트와 격자 부정합(lattice mismatch,  $\delta$ ) 정도를 계산한 결과로써, 부정합 정도가 작을수록 정합성이 우수한 개재물이다, 이 표에서 보듯이 부정합 정도는 개재물의

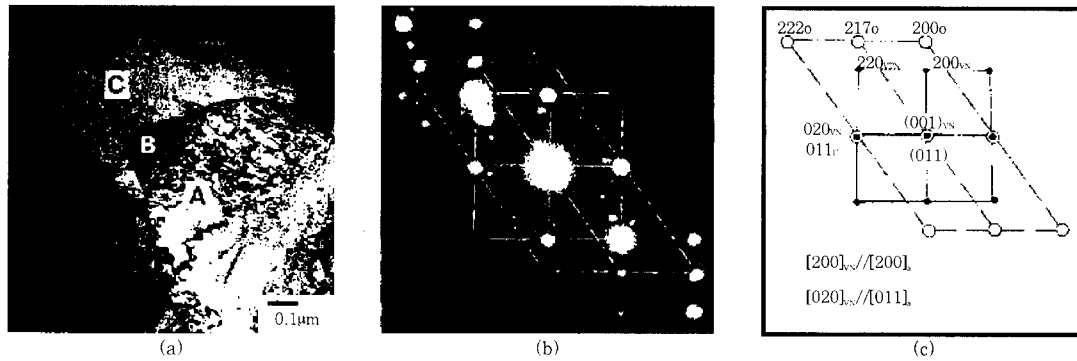


Fig. 5 TEM micrograph showing ferrite nucleation at VN precipitated on MnS; (A) MnS, (B) VN and (C) ferrite, (b) electron diffraction pattern and (c) the orientation relationship between the area B and the area C<sup>16)</sup>.

Table 1 Mismatch values between different substrates and ferrite.

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

화학조성에 따라 매우 큰 차이를 보여주고 있는데, 격자 부정합 정도가 작은 개재물로서는 TiO( $\delta=3.0\%$ ), TiN( $\delta=3.8\%$ ), galaxite(MnO · Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)( $\delta=1.8\%$ ), CuS( $\delta=2.8\%$ ), VN( $\delta=2.2\%$ ) 등이 있다. 이러한 사실을 기초로 하여, Lee와 Pan<sup>15)</sup>은 TiO가 페라이트와 좋은 정합성을 가지고 있어서 페라이트 핵생성을 촉진시킨다고 하였고, Morikage 등<sup>23)</sup>은 TiN이 좋다고 하였으며, Madariaga 등<sup>18)</sup>은 MnS 위에 석출된 CuS가 페라이트와 좋은 정합성을 가지고 있어서 페라이트 핵생성처로 작용한다고 하였다.

Mills 등<sup>24)</sup>은 개재물 표면에 형성된 Ti-화합물 또는 CuS등으로부터 침상형페라이트가 핵생성됨을 확인하고, 복합화합물의 경우에 있어서는 개재물 표면에서의 정합성이 매우 중요한 변수라고 하였다. 그리고 그러한 정합성 때문에 개재물과 페라이트 사이에는 등축관계(epitaxial relationship)가 있을 것이라고 예상하였다. 그 후, 실제로 Fig. 5와 같이 MnS 입자 표면에 석출된 VN으로부터 페라이트가 생성되는 것이 관찰되었고, VN과 페라이트 사이에는 Baker-Nutting 관

계라고 하는 특정한 방위관계가 있음이 보고되었다<sup>16,17)</sup>. 이러한 방위관계는 격자 부정합 정도가 최소화되는 관계로서, Fig. 5의 시험결과는 '격자정합성 이론'의 신뢰성을 확보케 한 결과였다.

그러나 아직까지 VN을 제외한 기타 개재물에 대해서는 상기한 등축관계가 실험적으로 제시된 바 없을 뿐만 아니라, 등축관계가 존재한다는 자체를 부정하는 실험결과도 제시된 바 있어서 '격자 정합성' 이론에 반대되는 의견이 많은 것도 사실이다. 실제로 Dowling 등<sup>25)</sup>은 6가지 종류의 개재물(galaxite, TiO, CuS, MnS, SiO<sub>2</sub>, aluminium-rich 개재물)을 각각 함유하는 용융금속을 분석하여 격자 정합성 정도가 페라이트 핵생성에 미치는 영향을 살펴보았으나, 침상형페라이트 생성량과 개재물의 종류와는 어떠한 상관관계도 존재하지 않았을 뿐만 아니라, 개재물과 페라이트 사이에는 어떠한 등축관계도 발견할 수 없었다. 이러한 결과를 근거로 '격자 적합성 가설'은 타당하지 않다고 하면서, 오히려 '단순한 기지으로써의 역할'을 주장하였다. 그밖에도, 오<sup>26)</sup>는 Ti 대신에 Zr을 첨가하여 개재물의 성분을 바꾸어 보았으나, 침상형페라이트의 생성량은 동일하였다는 실험결과를 근거로 '격자 적합성'을 부정하였다. 그밖에도 부정합 정도가 큰 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>( $\delta=16\%$ )가 침상형페라이트의 생성을 조장한다는 실험결과가 보고<sup>27)</sup>되어 있다. 이들을 종합하면, 핵생성에 미치는 격자 정합성의 영향에 대해서는 서로 상반되는 실험결과가 공존하고 있어서 명확히 규명하기 어려운 실정이다.

더구나 Bhadeshia<sup>28)</sup>는 다음과 같은 이유로 인하여 '격자정합성 이론'은 근본적으로 적절치 못하다고 하였다. 먼저 용융금속에서 생성된 개재물은 오스테나이트와 특정 방위관계에 있지 않다. 이러한 상태에서 페라이트가 개재물로부터 특정 방위관계를 가지고 핵생성되어 성장한다면 페라이트는 오스테나이트와 무질서한 방위관계에 있게된다. 즉 개재물과 특정 방위관계를 가지고 핵생성된 페라이트는 성장단계에서 오스

테나이트와 또 다른 특정 방위관계를 가질 수 없다는 것이다. 역으로 만약 페라이트가 오스테나이트와 특정 방위관계를 가지고 있다면 그러한 페라이트는 개재물과는 무질서한 방위관계에 있게된다. 결국 페라이트는 개재물과 오스테나이트 중 어느 한쪽과 주어진 방위관계를 만족시켜야 하는데, 침상형페라이트가 베이나이트변태의 생성물이기 때문에 베이나이트 변태가 가지는 방위관계(일반적으로 K-S관계<sup>29)</sup>)가 우선 시 되어야한다. 따라서 오스테나이트와 특정 방위관계를 가져야 하는 페라이트는 개재물과 어떠한 방위관계에도 있을 수 없다는 것이다.

2.2 Mn-결핍층(Mn-depleted) 영역의 형성

용융상태에서 형성된 1차 개재물은 주로 금속산화물인데, 이들은 냉각과정에서 MnS와 같은 2차개재물을 석출하게 된다. 따라서 여러 연구자들은<sup>30,31)</sup> Fig. 6과 같은 모델을 제시하면서 개재물 중앙에는 산화물이 존재하고 표면에는 MnS층과 TiN입자 등이 형성된다고 하였다. 그런데 2차 개재물인 MnS가 금속산화물 표면에 석출되기 위해서는 개재물 주위의 오스테나이트로부터 개재물 표면으로 Mn이 확산되어야 하기 때문에, 개재물 주위의 오스테나이트에서는 Mn함량이 저하하게되어 Mn-결핍층이 형성된다는 것이다<sup>32)</sup>. Mn-결핍층이 형성되면 Mn-결핍부에서는 경화능이 저하하여 페라이트변태가 촉진되기 때문에, 결과적으로는 개재물로부터 페라이트가 우선적으로 핵생성되는 결과를 가져온다. 이러한 가설로부터 Harrison 등<sup>33)</sup>에 의해 최초로 'Mn-결핍층 이론'이 제안되었다.

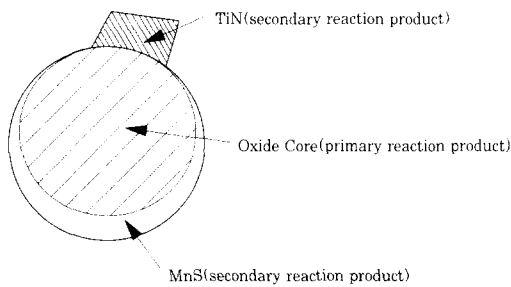


Fig. 6 Schematic diagram showing the three major constituent phases in weld metal inclusion<sup>30)</sup>.

실제로 Mabuchi 등<sup>34)</sup>은 최근에 열영향부에서의 비금속개재물이 어떠한 거동을 하는지에 대해 연구하였는데, 이 과정에서 Mn-결핍층이 실제로 존재함을 발견되었다. Fig. 7은 Mn조성에 대해 개재물 표면으로부터 FE-TEM-EDS 분석한 시험결과인데, 1,173K의 온도에서 퀘칭한 시편에서는 Mn-결핍층이 형성되어 있으며, 그 두께는 약 30nm정도이다. 그리고 Mn 조성은 개재물 표면에서 최소가 되어 0%에 이르고 있

음을 보여 주고 있다. 이러한 결핍층이 존재하는 시편에서는 침상형페라이트가 주된 조직으로 나타나고 있음을 실험적으로 보여 주었다. 그러나 1,173K에서 300초 유지한 후에 퀘칭한 시편에서는 그와 같은 영역이 소멸되었으며(Fig. 7), 이러한 경우에는 침상형 페라이트가 생성되지 못하고 베이나이트로 변태하였음을 보여주었다. 따라서 Mn-결핍층이 존재하기 위해서는 우선적으로 냉각과정에서 산화물 표면에 2차 생성물로서 MnS가 석출되어야 하고, MnS가 석출된 후에는 냉각속도가 충분히 빨라서 Mn의 추가적인 확산이 억제되어야 한다고 하였다.

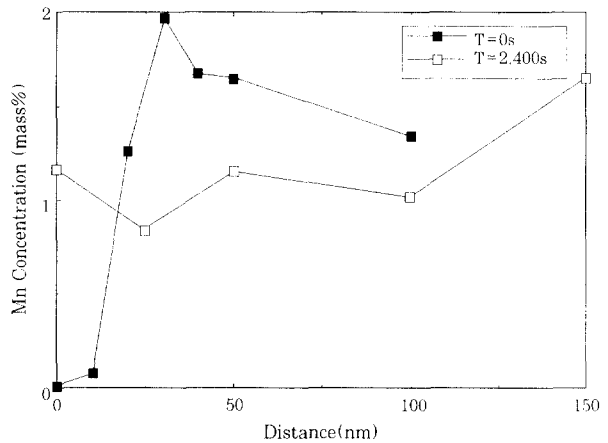


Fig. 7 Actual interfacial profiles of Mn in the as-quenched and the quenched condition after holding<sup>34)</sup>.

최근에는 MnS 석출이 없어도 Mn 결핍층이 형성될 수 있다는 실험 결과가 제시되었는데<sup>35,36)</sup>, 이들은 특정 산화물과 탄소강을 확산접합시킨 시편에서 Mn-결핍층이 존재함을 확인하였다. 그들의 시험결과에 의하면 Ti-산화물 중에서 유일하게 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>만이 Mn-결핍층을 형성하였는데, 이는 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>가 Mn을 흡수하는 능력이 있기 때문이라고 하였다. Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 입자가 Mn을 흡수하는 이유는 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 내부에 많은 양이온 공공(cation vacancy)이 존재하고 있는데<sup>36)</sup>, Mn+3(0.70Å)이 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>을 구성하고 있는 양이온 Ti+3(0.69Å)와 가장 비슷한 크기를 가지고 있을 뿐만 아니라, Mn-Ti-O의 삼원계 상태도<sup>37)</sup>에서 확인 할 수 있듯이 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>가 Mn에 대해 상당한 고용도를 가지고 있어서 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>에 Mn이 흡착되는 과정은 열역학적으로 안정된 반응이라는 것이다.

상기한 두 가지 실험결과는 모두 열영향부를 모사한 시편에서 얻어진 결과들인데, 용착금속에서는 이의 존재를 확인하지 못한 결과가 일찌기 보고되어 있었다. Fig. 8은 용착금속에서의 시험결과인데, 개재물 표면에 인접한 영역에서 Mn함량이 저하되는 영역을 발견하지 못하였다<sup>10)</sup>. 더구나 열영향부에 존재하는 개재물에 있어서, 개재물 표면에 MnS가 생성되어 있음을 확

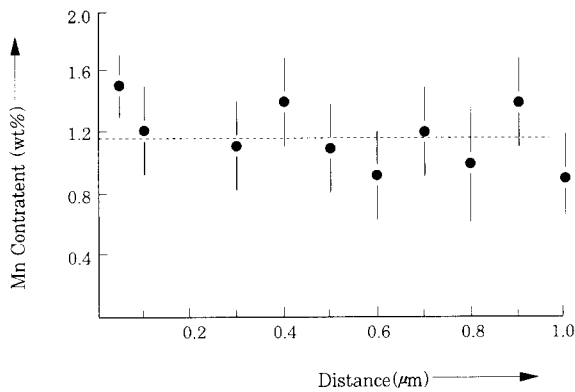


Fig. 8 STEM Mn-profile from inclusion surface<sup>10)</sup>.

인하였으나 Mn-결핍층의 존재는 확인하지 못한 경우도 있다<sup>44)</sup>. 따라서 본 이론을 보다 명확히 하기 위해서는 Mn-결핍층이 확인되지 않은 경우에 있어서 이러한 층이 확인되지 않은 이유 또는 생성되지 않은 타당한 이유가 제시되어야 할 것이다.

### 2.3 오스포밍 효과

일반적으로 비금속개재물은 오스테나이트에 비하여 열팽창계수가 작기 때문에, 용착금속이 냉각하는 과정에서 개재물에는 압축응력이 작용하고 주위에 인접해 있는 오스테나이트에는 인장응력이 작용한다. 이때 발생하는 인장응력은 오스테나이트의 항복응력보다 크기 때문에 주변의 오스테나이트에는 상당량의 전위가 발생하고 변형에너지가 축적된다<sup>38)</sup>. 이러한 상태의 비금속개재물에서 페라이트가 핵생성된다면 축적된 변형에너지가 추가적으로 방출되기 때문에, 방출되는 만큼 불균일 핵생성의 활성화에너지 장벽을 낮추어 페라이트 핵생성을 촉진시킬 수 있을 것이다<sup>39)</sup>. 이러한 가설은 오스테나이트를 국부적으로 오스포밍(ausforming) 처리한 결과로 나타날 수 있는 현상을 가상하여 제안된 것으로서, Harrison 등<sup>40)</sup>에 의해 최초로 제안되었으며, 그 후 Devillers 등<sup>41)</sup>에 의해 지지를 받았다.

Fig. 9는 이러한 가설의 기반이 되는 개재물의 열팽창계수를 보여 주고 있는데, 이 그림에서 알 수 있듯이 개재물은 조성에 따라 열팽창 계수에 있어서 많은 차이를 보여주고 있으며, 그로 인하여 오스테나이트 기지와와의 차이도 변화하고 있다. 만약 오스포밍 효과에 의해 페라이트가 핵생성된다면, 이러한 차이로부터 개재물의 핵생성 능력의 순위를 부여할 수 있을 것이다. 그런데 초기에는 이러한 오스포밍 효과를 실험적으로 증명하기가 어려워서, 이를 이론적으로 접근하였다.

Liu 등<sup>9)</sup>은 개재물을 구형의 비소성체(nondeformable)로 가정하고 탄성모델을 사용하여 개재물에게 오스테나이트 기지가 받게되는 스트레인 에너지를 계산하고, 결과치를 오스테나이트-페라이트 변태에 따른 자

유에너지 변화량과 비교하여 오스포밍의 기여 정도를 예측코자 하였다. 그런데 계산된 스트레인 에너지값은 약 0.5J/cm<sup>3</sup>으로써,  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태에 수반되는 자유에너지 변화량(100J/cm<sup>3</sup>)과 비교하면 무시할 수 있는 정도의 양이었다. 따라서 그들은 이러한 계산치를 근거로 하여 개재물 주위에 형성되는 소성변형효과는 대단치 않다고 하였다. 그 후, 상기한 예측을 실험적으로 증명해 보이기 위하여, Dallam 등<sup>42)</sup>은 용착금속 시편을 Gleeble장비에 장착하고, 인장 및 압축응력이 작용한 상태에서 페라이트변태가 진행되도록 하였다. 변태가 완료된 시편의 미세조직을 관찰한 결과를 Fig. 10에서 보여주는데, 이 그림에서 보는 바와 같이 침상형 페라이트 생성량에 미치는 응력의 영향은 전혀 없는 것으로 나타났다.

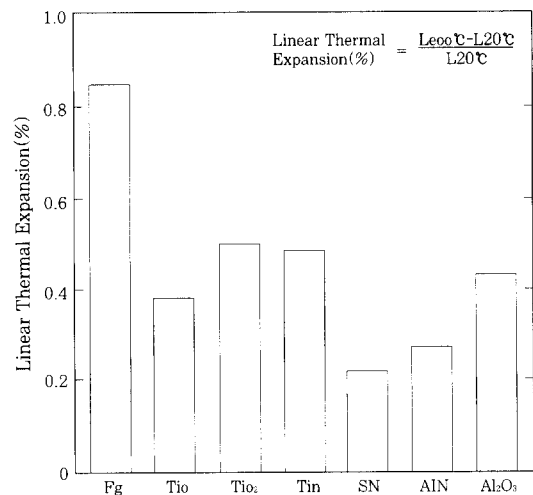


Fig. 9 Linear thermal expansion behavior of different types of non-metallic inclusions<sup>26)</sup>.

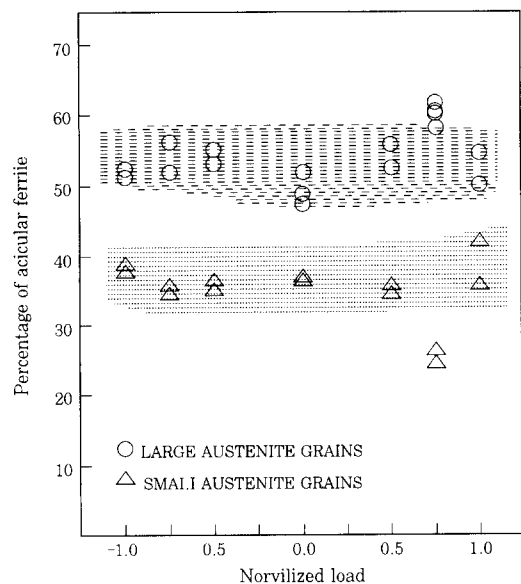


Fig. 10 The variation of acicular ferrite with the different loading conditions<sup>42)</sup>.

### 3. 맺 음 말

이상에서 정리한 바와 같이, 침상형페라이트의 핵생성에 있어서 개재물의 존재는 필수적인 요소이지만, 개재물의 핵생성 능력에 있어서는 다양한 실험결과를 보여 주고 있다. 이러한 능력의 차이를 개재물의 특성으로 규명하고자 많은 이론들이 제시되었는데, 제시된 이론의 한계와 타당성을 정리하면 다음과 같다.

(i) 단순 기지의 역할

크기가 클수록 유효하다는 이론적인 해석과 이를 뒷받침하는 확실한 실험결과가 있어서 용접부에서는 매우 타당한 이론이다. 그러나 기지로서의 역할을 보다 확고히 하기 위해서는 기지와 개재물 간의 표면에너지에 대한 데이터 확보가 요구된다.

(ii) 격자정합성 이론

이론적으로는 어느 정도 타당성이 있으나, 이를 증명할 실험적인 증거가 단 한가지 경우(즉 VN의 경우) 뿐으로 매우 빈약한 상황이다. 그리고 페라이트가 개재물과 오스테나이트 모두에 대해 주어진 방위관계를 동시에 만족시켜야 하기 때문에 부적절하다는 반론에 대항할 수 있는 논리적 근거가 필요하다.

(iii) Mn-결핍층 이론

Mn-결핍층의 생성에 대해서는 실험적으로 증명되었으나, 이들은 모두 모재의 열처리 시편에서 확인된 것으로써 용접부에서는 확인된 바 없다. 따라서 용착금속부에서도 이러한 Mn-결핍층이 형성될 수 있는가 하는데는 의문이 많다. 따라서 이를 용착금속부에서도 확인하는 연구가 필요하며, 만약 확인되지 않은 경우에는 존재하지 않는 이유를 적절히 설명할 수 있어야 한다.

(iv) 오스포밍 효과

이론적으로나 실험적으로 이에 의한 효과는 극히 미미하다고 확인되었다.

large heat input welding. Proc. of Int. Conf. on HSLA, (1984)

6. T. Funakoshi, T. Tanaka, S. Ueda, M. Ishikawa, N. Koshizuka and K. Kobayashi: Improvement in microstructure and toughness of large heat input weld bond of high-strength steel with the addition of rare-earth metals and boron. Trans. ISIJ, Vol. 17, No. 7(1977), p. 419
7. M. Nakanishi, Y. Komicho and I. Seta: Improvement of welded HAZ toughness by dispersion with nitride particles and oxide particles. J. of Japan Welding Society, Vol. 52, No. 2(1983), p. 117
8. 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
9. F. J. Barbaro, P. Krauklis and K. E. Easterling: formation of acicular ferrite at oxide particles in steels. Mater. Sci. Technology, Vol 5, No. 11(1989), pp. 1057-1068
10. R. A. Ricks, P. R. Howell and G. S. Barritte: The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. Journal of Materials Science, Vol. 17(1982), pp. 732-740
11. H. I. Aaronson and C. Wells: Sympathetic nucleation of ferrite. Trans. AIME, vol. 206(1956), 1216
12. Y. Ito and M. Nakanishi: Study on Charpy impact properties of weld metal in submerged arc welding. IIW Doc. XII-A-113-75(1975), pp. 1-50
13. T. H. North, H. B. Bell A. Koukabi and I. Craig: Notch toughness of low oxygen content submerged arc deposits. Welding Journal, Vol. 58, No. 12(1979), pp. 343s-354s
14. J. M. Dowling, J. M. Corbett and H. W. Kerr: Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels. Metall. Trans. A, Vol. 17A, No. 9(1986), pp. 1611-1623
15. Jye-lLong Lee and Yeong-Tsuen Pan: Metall. Trans. A, Vol. 24A, No. 7(1993), pp. 1399-1408
16. F. Ishikawa, T. Takahashi and T. Ouchi: Intragranular ferrite nucleation in medium-carbon vanadium steels. Metall. Mater. Trans. A, Vol. 25A, No. 5(1994), pp. 929-936
17. F. Ishikawa and T. Takahashi: The formation of intragranular ferrite plates in medium-carbon steels for hot-forging and its effect on the toughness, ISIJ Inter., Vol. 35, No. 9(1995), pp. 1128-1133
18. I. Madariaga, J. L. Romero and I. Gutierrez: Upper acicular ferrite formation in a medium-carbon microalloyed steel by isothermal transformation: Nucleation enhancement by CuS: Metall. Mater. Trans. A, Vol. 29A, No. 3A(1998), pp. 1003-1015

### 참 고 문 헌

1. 김희진, 강봉용: 철강 용착금속부의 미세조직 특성, 대한용접학회지, 투고중
2. 원형민, 김용덕, 하현승, 김준기, 김성진, 강제명: Ti 산화물강의 용접열영향부에서 Acicular Ferrite의 형성에 관한 연구, 한국재료학회지, Vol. 6, No. 12(1996), pp. 1221-1232
3. Advances in Technology of Oxide metallurgy, Nippon Steel Tech. Report, No. 61, April(1994)
4. S. Kanazawa, A. Nakashima, K. Okamoto and K. Knaya: Improvement of weld fusion zone toughness by TiN. Trans. ISIJ, Vol. 16, No. 9(1976), p. 486
5. Y. Ohno, Y. Okamura, K. Uchino, S. Yano and S. Matsuda: Development of low temperature use steel for

19. S. Liu and D. L. Olson : The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures, *Welding Journal*, Vol. 65, No. 6(1986), pp. 139s-149s
20. P. Krauklis, F. J. Barbaro and K. E. Easterling : Acicular ferrite formation at inclusions in low-carbon steels, *Proc. of the Int. Conf. on Martensitic Transformations*, Monterey Institute for Advanced Studies, Monterey, California, USA(1992), pp.439-444
21. I. Madariaga and I. Gutierrez: Role of the particle-matrix interface on the nucleation of acicular ferrite in a medium carbon microalloyed steel, *Acta Materialia*, Vol. 47, No. 3(1999), pp. 951-959
22. N. Mori, H. Homma, S. Okita and M. Wakabayashi : IIW Doc. IX-1196-81(1981)
23. Y. Morikage, O. F. Kawabata and K. Amano: Effect of TiN size on ferrite nucleation on TiN in low-C steel, *Tetsu-to-Hagane*, Vol. 84, No. 7(1998), pp. 510-515
24. A. R. Mills, G. Thewlis and J. A. Whiteman: Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on the formation of acicular ferrite, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 3, No. 12(1987), pp. 1051-61
25. J. M. Dowling, J. M. Corbett and H. W. Kerr: Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels, *Metall. Trans. A*, Vol. 17A, No. 9(1986), pp. 1611-23
26. D. W. Oh: Use of surrogate addition to achieve mechanistic understanding of the role of titanium and boron contents on the formation of acicular ferrite in steel weld metal, Ph.D. thesis, Colorado School of Mines, Co, USA(1992)
27. A. R. Bhatti, M. E. Saggese, D. N. Hawkins, J. A. Whiteman and M. S. Golding: Analysis of inclusion in submerged arc welds in microalloyed steels, *Welding Journal* Vol. 63, No. 7(1984), pp. 224s-230s
28. H. K. D. H. Bhadeshia and J. W. Christian : Banite in steel, *Met. Trans. A*, Vol. 21A, No. 5(1990), pp. 767-797
29. Z. Huang and M. Yao: Effect of arrangement of acicular ferrite in a Widmanstätten microstructure on the fracture of mild steel, *Mater. Sci. & Eng.*, Vol. A119(1989), pp. 211-217
30. 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
31. 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, *Met. Sci. & Tech.*, Vol. 11, No. 2(1995), pp.186-199
32. M. Wakoh, T. Sawai and S. Mizoguchi: Effect of oxide particles on the MnS precipitation in low S steel, *Tetsu-to-Hagane*, Vol. 78, No. 11(1992), pp. 1697-1704
33. P. L. Harrison and R. A. Farrar: Influence of oxygen-rich inclusions on the  $\gamma \rightarrow \alpha$  phase transformation in high-strength low-alloy(HSLA) steel weld metals, *J. of Mater. Sci.*, Vol. 16(1981), pp. 2218-2226
34. H. Mabuchi, R. Uemori and M. Fusioka : The role of Mn depletion in intra-granular ferrite transformation in the heat affected zone of welded joints with large heat input in structural steels, *ISIJ International*, Vol. 36, No. 11(1996), pp. 1406-1412
35. J. M. Gregg and H. K. D. H. Bhadeshia: Titanium-rich mineral phases and the nucleation of banite, *Metall. Mater. Trans. A*, 25A, No. 5(1994), pp. 1603-1611
36. Jae-Hyeok Shim : Nucleation of intragranular ferrite at non-metallic inclusions in low carbon steel, PhD thesis, Seoul National University, Feb. 2000
37. I. E. Grey, C. Li and A. F. Reid: *J. of Solid State Chem.*, Vol. 17(1976), p. 343
38. Introduction to the physical metallurgy of welding: ed. K. Easterling, pub. Butterworths, London, 1983
39. Phase transformations in metals and alloys: ed. D. A. Porter and K. E. Easterling, pub. Van Nostrand Reinhold, London(1981).
40. P. L. Harrison and R. A. Farrar: Influence of oxygen-rich inclusions on the  $\gamma \rightarrow \alpha$  phase transformation in high-strength low-alloy(HSLA) steel weld metals, *J. of Mater. Sci.*, Vol. 16(1981), pp. 2218-2226
41. L. Devillers, D. Kaplan : The effect of low level concentrations of some elements on the toughness of submerged-arc welded C-Mn steel welds, *Proc. Int. Conf. on 'Effect of residual, impurity and microalloying elements on weldability and weld properties'*, London, November 1983, The Welding Institute, Paper 1.
42. C. B. Dallam and D. L. Olson: Stress and grain size effect on weld metal ferrite formation, *Welding Journal*, Vol. 68, No. 5(1989), pp. 198s-205s



- 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