

# 저합금강의 용접 열영향부 미세조직 및 재질 예측

이창희

한양대학교 신소재공학부

## Prediction model for the microstructure and properties in weld heat affected zone of low alloyed steel

Changhee Lee

Division of Materials Science & Engineering, Hanyang University

### Abstracts

강재의 구조화에 필수적인 용접 공정 후의 저합금강 용접 열영향부 미세조직 및 재질 예측을 위해 가열 중 상변태 거동에 미치는 초기 결정립 크기의 영향, 석출물-free 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델, 임계 석출물 크기의 영향을 고려한 용접 열영향부 석출물 조대화 예측 모델, 석출물의 Kinetics 을 고려한 결정립 성장 모델, 초기 오스테나이트 결정립크기 및 냉각 속도의 영향을 고려한 용접 열영향부 상변태 모델, 용접 열영향부 경도 예측 모델 등에 대해 연구를 수행하였다. 이를 통해 작성된 최종 모델은 실 용접부와의 비교를 통해 신뢰성을 확인하였으며, 저합금강 용접 열영향부의 미세조직 과 경도값을 잘 예측하는 것으로 판단된다. 따라서 본 연구를 통해 작성된 모델을 통하여 용접 열영향부에서의 용접부 품질을 확인하기 위한 시간적, 경제적 비용을 절감할 수 있을 것으로 기대된다.

**Key Words** : Heat affected zone, Modeling, Phase transformation

## 1. 서 론

철강은 철기시대 이후 지금까지 인간에게 있어 가장 중요한 재료로써 이용, 발전되어 왔으며, 금속, 세라믹, 폴리머 등의 우수한 특성을 가지는 다양한 재료들의 개발과 발전에도 불구하고 그 우수한 특성과 경제성 등의 장점들로 인해 최고의 재료의 자리를 유지하고 있다. 특히 철강은 구조재로써 없어서는 안될 중요한 자원으로 건설, 조선, 자동차 등 현대 사회의 주요 산업분야에 사용되고 있으며 최근에는 산업과 기술이 발전하게 됨에 따라 더욱 우수한 기계적 특성을 가지도록 요구되어 지고 있다.

이러한 요구를 만족시키기 위해 철강의 특성을 개선하기 위한 다양한 연구가 계속 수행되어 왔으며, 특히 기계적 특성과 밀접한 연관을 가지는 철강의 미세조직을 원하는 형태로 제어하고자 하는 기술들이 개발되어 왔다.

그러나 철강이 구조물로 제작, 사용되기 위해서는 거의 대부분 용접 공정을 거치게 되며, 이때, 용접부는 용접 시에 격계되는 극심한 열사이클을 통해 모재와는 전혀 다른 미세 조직 및 기계적 성질을 갖게 된다. 따라서 이와 같은 미세조직의 변화는 용접부의 기계적 성질에 영향을 미치게 되고, 구조물의 안정성에도 영향을 미치게 된다. 특히 공정 중 높은 온도에 의해 고상변태가 발생하는 용접 열영향부 (Heat Affected Zone)는 모재와의 불연속성으로 인해 저온 균열, 응력 부식 균열 등의 문제가 자주 발생함으로써 구조물의 안정성에 큰 영향을 미친다. 이러한 용접 열영향부 중 용융선 근처의 CGHAZ는 인성의 감소가 주로 나타나는 부분으로 용접 열영향부의 대표적인 Local Brittle Zone으로 알려져 있으며, 따라서 미세조직의 제어를 통한 특성의 제어가 가장 요구되는 부분이다.

이러한 이유로 현재까지 많은 연구자들에 의해 용접 공정 후 용접부의 미세조직을 예측하고 그에 따른 기계적 특성을 예측하고자하는 연구가 지속적으로 수행되어져 왔다.<sup>1,2)</sup>

또한 용접 열사이클 후, 용접 열영향부의 미세조직을 예측하고, 그에 따른 기계적 성질의 예측이 가능하다면, 적정 용접 조건의 선정과 용접부 결함을 미리 예측함으로써, 용접공정 중의 생산성 및 구조물의 안정성 확보에 도움을 주리라 생각된다. 이러한 측면에서도, 용접부의 미세조직을 예측하고자 하는 많은 연구들이 수행되어 왔다.

이와 관련하여 본 연구실에서는 용접 열영향부의 미세조직을 예측할 수 있는 모델링에 대한 연구를 수행해 왔으며, 다음과 같은 연구를 진행해 왔다.

1. 가열 중 상변태 거동에 미치는 초기 결정립 크기의 영향
2. 석출물-free 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델
3. 임계 석출물 크기의 영향을 고려한 용접 열영향부 석출물 조대화 예측 모델
4. 석출물의 Kinetics를 고려한 결정립 성장 모델
5. 초기 오스테나이트 결정립크기 및 냉각 속도의 영향을 고려한 용접 열영향부 상변태 모델
6. 용접 열영향부 경도 예측 모델

따라서 본 연구에서는 기존에 본 연구실에서 진행해 왔던 저합금강의 용접 열영향부의 재직 예측에 대한 연구를 종합하여 소개하고자 한다.

## 2. 가열 중 상변태 거동에 미치는 초기 결정립 크기의 영향

### 2.1 $A_{c3}$ 온도 예측 모델

용접 중 가열되는 강재는  $A_3$  온도 이상에서 오스테나이트로 변태한다. 이때  $A_3$  온도는 초기 결정립 크기나 가열 속도 등에 의해 변화하며, 이러한  $A_3$  온도의 변화는 오스테나이트 성장 거동에 영향을 미침으로써 냉각 후 최종 미세조직의 기계적 특성에 영향을 미친다.

따라서 본 연구에서는 정확한  $A_{c3}$  온도의 예측을 위해 Avrami 식을 적용하였으며,<sup>3,4)</sup> 이때 Avrami 식의 각 상수는 가산법칙 개념을 적용한 연속가열 데이터를 이용하여 구하였다.

이를 위해 식 1과 같이 표현되는 Avrami 식을 변태된 분율에 대해 정리하여 식 2를 얻었다.

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

$$k = \left(\frac{dX}{dt}\right)^n (1-X)^{-n} \left(\ln\left(\frac{1}{(1-X)}\right)\right)^{1-n} \quad (2)$$

여기서  $k$ 값은 상태함수로  $n$ 값이 적절하게 주어진다면 thermal path에 무관한 함수로 표현될 수 있으며 가열 속도를 달리하여도 일정한 값을 갖게 된다.<sup>5,6)</sup> 실험데이터 분석을 통해  $k$ 값을 일

정한 값을 갖게 하는 n값은 0.5 임을 확인할 수 있었다.

k를 온도와 페라이트 결정립 크기의 함수로 표현하기 위해 가열 속도가 같을 때 각 페라이트 결정립 크기 조건에 대한 k값을 비교해 보면 k는 페라이트 결정립 크기 조건에 상관없이 일정한 곡선 형태를 가짐을 알 수 있다. 또한 k의 함수를 구성하고 있는 핵생성과 성장이 일반적으로 Arrhenius 식의 형태로 표현된다는 점에서 k값에 대한 온도의 영향은 다음 식과 같이 표현할 수 있다.

$$f(T) = a \cdot \exp\left(-\frac{b}{T}\right) \quad (3)$$

여기서 f(T)는 k의 함수 중 온도의 영향을 표현한 함수이며, 페라이트 결정립 크기의 영향은 제외된 함수이다.

한편, Cahn, Umemoto 등은 불균일 핵생성에 의한 변태 속도식을 이론적으로 전개하여 결정립 크기의 영향을 포함하는 Avrami 식을 다음과 같이 표현하였다.<sup>7,8)</sup>

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{K}{D^m} t^n\right) \quad (4)$$

여기에서 D는 결정립 크기, m은 결정립 크기 인자이다.

k값에 대해 결정립 크기 효과를 표현하기 위해서 k를 온도 영향에 의한 함수 f(T)와 결정립 크기의 영향에 의한 함수 D<sub>m</sub>을 이용하여 다음 식과 같이 나타낼 수 있다.

$$k = D_\alpha^m \cdot f(T) \quad (5)$$

여기서 결정립 크기 효과가 반영되지 않은 f(T)는 페라이트 결정립 크기와 관계없이 수렴할 것이며, 이러한 가정과 실험 결과를 바탕으로 m 값이 -2를 가짐을 확인할 수 있었다.

또한 온도에 대한 함수인 f(T)는 분석결과 온도의 역수에 대한 일차함수 형태를 가지며 그 결과 다음과 같은 값을 가진다.

$$f(T) = 7.7 \times 10^{23} \cdot \exp\left(-\frac{53414}{T}\right) \quad (6)$$

이를 Avrami 식에 적용하여 나타내면 다음 식 7과 같으며, 이 식을 가산법칙을 적용하여 각각의 온도 구간에서 구해진 변태 분율들의 합이 1이 되는 순간이 A<sub>c3</sub>온도로 결정된다.

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{7.7 \times 10^{23}}{D_\alpha^2} \times \exp\left(-\frac{53414}{T}\right) \times t^{0.5}\right) \quad (7)$$

## 2.2 AGS 예측 모델

본 연구에서는 A<sub>c3</sub> 직상에서의 오스테나이트 결정립 크기를 예측할 수 있는 모델을 작성하기 위해 냉각 중 페라이트 결정립 크기를 구하기 위해 Suehiro가 제안한 모델을 변형하여 적용하였으며, 그 식을 다음에 나타내었다.<sup>9)</sup>

$$D_\gamma = \left(\frac{6X_\gamma}{A\pi} \times D_\alpha^{-c} \times \exp\left(\frac{B^*}{T}\right)\right)^{1/3} \quad (8)$$

여기서 D<sub>γ</sub>은 오스테나이트 결정립 크기, X<sub>γ</sub>은 주어진 변태온도에서의 오스테나이트 변태 분율, D<sub>α</sub>는 페라이트 결정립 크기, A는 실험적으로 구해지는 비례상수, B\*는 오스테나이트 생성을 위한 activation energy이다.

앞에서 나타낸 변수들을 실험적으로 구하기 위해 페라이트 결정립 크기를 달리한 시편을 각각 다른 가열속도로 가열하여 오스테나이트 결정립 크기와 변태 온도의 관계를 얻었으며, 이 결과를 선형 분석하여 식을 완성하였다. 완성된 식을 다음에 나타내었다.

$$D_\gamma = \left(7.96 \times 10^{-16} \times D_\alpha^{1.9} \times \exp\left(\frac{42520}{T}\right)\right)^{1/3} \quad (9)$$

이와 같이 작성된 오스테나이트 결정립 크기 예측 모델에 앞서 작성된 A<sub>c3</sub> 온도 예측 모델을 통해 계산된 A<sub>c3</sub> 온도를 대입하여 A<sub>c3</sub> 온도 직상에서의 오스테나이트 결정립 크기를 구할 수 있다.

## 3. 석출물-free 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델

### 3.1 등은 결정립 성장 모델

앞서 언급한 것과 같이 오스테나이트 결정립의 크기는 냉각 중의 상변태와 미세조직에 영향을

미치며, 그로 인해 강의 기계적 성질에도 영향을 미치게 된다. 따라서 오스테나이트 결정립 성장에 대한 연구가 진행되어 왔으며, 등온에서의 오스테나이트 결정립 성장 거동은 다음과 같은 일반화된 형태의 식이 적용되고 있다.<sup>10)</sup>

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = K \cdot t \quad (10)$$

여기서  $D_0$ 는  $t=0$ sec에서의 결정립 크기,  $D$ 는 등온 유지 시간 후의 결정립 크기,  $K$ 와  $n$ 은 각각 속도상수와 시간지수를 나타낸다. 본 연구에서는 식 10을 이용하여 초기 결정립 크기를 고려한 방법으로 결정립 성장 모델을 작성하였다.

이를 위해 11개 강종에 대해 등온 결정립 실험을 수행하였으며, 그 결과를 바탕으로  $K$ 와  $n$ 값을 구하였다.

이렇게 분석된 시간지수의 값은 약간의 편차가 존재하지만, 온도 및 합금성분에 상관없이 평균적으로 0.24에 근접함을 확인할 수 있었다. 또한 속도상수  $K$ 값은 앞서 구한 시간지수값을 이용하여 구할 수 있는데, 동일 합금에서 온도가 증가함에 따라  $K$ 값이 증가함을 알 수 있었으며, 또한 합금 함량이 증가함에 따라 감소함을 확인할 수 있었다. 이를 바탕으로 온도와 합금함량에 따른 함수로  $K$ 값을 나타낼 수 있다.

$$\ln K = [-19.2039 + 3.4976X_C - 0.5583X_{Mn} - 0.1404X_{Cr} - 0.5109X_{\ominus}] + [0.025 - 0.0032X_C + 0.0002X_{Mn} - 0.0001X_{Cr} + 0.0002X_{\ominus}] \times T \quad (11)$$

여기서,  $X_i$ 는 합금원소  $i$ 의 농도(wt%)이며,  $T$ 는 온도를 나타낸다.

### 3.2 용접 열영향부 결정립 성장 모델

용접 열영향부에서 연속 냉각에 따른 결정립 성장은 앞서 구한 등온 오스테나이트 결정립 성장에 대한 모델식과 가산법칙을 사용함으로써 예측할 수 있다. 이때 용접 열영향부에 대한 온도 해석은 간단한 Easterling의 방정식을 이용하였으며, 식 12에 나타내었다.<sup>11)</sup>

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (12)$$

이때,  $T_0$ 는 예열온도(K),  $t$ 는 시간,  $q/v$ 은 용접 입열량이며,  $a$ 와  $\lambda$ 는 각각 열 확산 계수와 열 전도도를 나타낸다. 한편,  $r$ 은 열원으로부터의 radial distance를 나타낸다. 열 확산 계수와 열 전도도는 탄소강에 대한 값으로 각각  $9.1 \times 10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$ 와  $41 \text{J/msK}$ 를 이용하였다.<sup>12)</sup>

## 4. 임계 석출물 크기의 영향을 고려한

### 용접 열영향부 석출물 조대화 예측 모델

#### 4.1 Critical particle size

석출물과 모재 사이의 계면에서의 용질원자 농도는 석출물의 크기에 의존하며, 이러한 의존성은 잘 알려진 Gibbs-Thomson 식에 의해 정량적으로 설명될 수 있다.<sup>13)</sup> 식 13에 Gibbs-Thomson 식을 나타내었다.

$$C_r = C_{\infty} \exp\left(\frac{2\gamma V_m}{RT r}\right) \quad (13)$$

위의 식에 의하면, 석출물의 크기  $r$ 이 작을수록 석출물과 모재 사이의 계면에서의 용질원자 농도가 높아짐을 알 수 있다. 다음 그림 1은 크기가 다른 두 석출물 사이의 용질원자 농도 차이를 나타내고 있다.

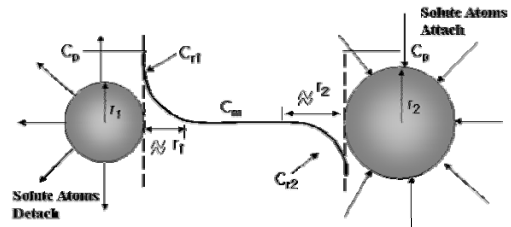


그림 1 큰 석출물과 작은 석출물 간의 합금원소 농도 profile

그림을 통해 알 수 있듯이, 상대적으로 작은 크기의 석출물은 높은 계면 농도를 가지며, 따라서 용질원자는 작은 석출물에서 빠져 나와 큰 석출물로 이동한다. 즉 작은 석출물은 용해되며, 용질원자를 공급받는 큰 석출물은 조대화된다.

이러한 석출물의 조대화 및 용해 현상은 모재의 특성에 큰 영향을 미치기 때문에 석출물 조대화 및 용해 현상을 예측하고자 하는 많은 연구들이 수행되어 왔다. 다음의 식 14, 15는 각각 Lifshitz, Slyozov, Wagner 및 Whelan에 의해 유도된 석출물의 조대화 및 용해 반응에 대한 식을

나타낸다.<sup>14,15)</sup>

$$r^3 - r_0^3 = [8 \cdot \sigma \cdot V_m \cdot D \cdot t \cdot C^s] / [9 \cdot R \cdot T] \quad (14)$$

$$r^2 - r_0^2 = -2 \cdot [(C_r - C_m)Dt] / [C_p - C_r] \quad (15)$$

한편, 위의 식들은 다음의 식 16과 같은 일반적인 형태로 표현될 수 있다.

$$\frac{dr}{dt} = -k \left( \frac{D}{r} \right)^n \quad (16)$$

위 식에서 n은 구동력지수 이며, k는 super saturation parameter으로써 모재와 석출물 사이의 계면에서의 농도에 의해서 식 17과 같이 결정된다.

$$k = \frac{C_r - C_m}{C_p - C_r} \quad (17)$$

여기에서  $C_r > C_m$ 인 경우  $k > 0$ 이 되고, 석출물은 용해가 일어난다. 그러나 만일  $C_r < C_m$ 인 경우  $k < 0$ 이 되고, 석출물의 성장이 발생한다. 한편,  $C_r = C_m$ 인 경우에는 석출물의 용해 및 조대화 반응은 멈추게 되어 석출물이 안정한 크기를 가지게 된다. 이때, 이러한 안정한 석출물의 크기를 critical particle size로 정의할 수 있으며, 이는 식 13과 17의 결합을 통해 식 18과 같이 표현된다.<sup>16)</sup>

$$r_{cr} = \frac{2\sigma V_m}{RT} \left( \ln \left( \frac{C_m}{C_\infty} \right) \right)^{-1} \quad (18)$$

그러므로 만약 식 18의 각각의 변수가 주어지면, 주어진 온도 및 합금성분에서의 critical particle size를 구할 수 있다.

#### 4.2 석출물 조대화 예측 모델

먼저 석출물은 등온에서의 성장 거동 실험을 통하여 얻어진 데이터를 이용하여 critical particle size를 계산하게 된다. 이때 각 석출물들은 critical particle size와 비교하여, 그보다 큰 경우에는 LSW 식에 의해서 등온 유지 시간동안 coarsening 되며, critical particle size보다 작은 경우에는 Whelan 식에 의해 등온 유지 시간동안

dissolution 된다. 이와 같이 각각의 개별 석출물에 대해서 등온 유지 시간 후의 사이즈를 계산한 후, 평균 크기를 알 수 있게 된다. 이러한 등온 모델을 용접 시에 적용하기 위해서 가산법칙을 적용하여 연속 열사이클 중의 석출물 조대화 모델로 변환 시키면 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$r^3 - r_0^3 = \int_{T_0}^T \frac{8\gamma V_m C^s D_m}{9RT} dt \quad (19)$$

본 연구에서는 위의 모델을 이용하여 용접 열영향부에서의 TiN, NbC 및 (Ti,Nb)(C,N) 석출물에 대한 크기를 예측하였으며, 실험 결과와 잘 일치함을 확인할 수 있었다.

### 5. 석출물의 Kinetics을 고려한 결정립 성장 모델

#### 5.1 석출물에 의한 결정립 성장 억제

모재 내에 석출물이 존재하게 되면 결정립계의 이동이 석출물에 의해 방해받게 된다. 이는 결정립계에 석출물이 존재할 때 입계가 이동하기 위해서는 새로운 입계가 형성되어야 하기 때문인데 이를 위해서는 에너지의 증가가 요구되기 때문이다. 이러한 석출물에 의한 결정립 성장의 억제는 Zener에 의해 처음 연구되었으며, pinning force는 다음과 같이 나타내었다.

$$F_z = \frac{3}{4} \gamma \frac{f}{r} \quad (20)$$

이때 r과 f는 각각 석출물의 반지름과 부피 분율을 나타내는 것으로, 이 식을 통해 pinning force는 석출물의 분율이 클수록, 석출물의 평균 입자 반경이 작을수록 커짐을 알 수 있다.

한편, Zener는 석출물이 존재할 때, 결정립 성장 속도는 결정립 성장에 대한 구동력과 석출물에 의한 pinning force의 차이에 의한 값에 비례한다는 가정으로부터 식 21과 같은 결정립 성장 속도식을 제안하였다.<sup>17)</sup>

$$\frac{dD}{dt} = M(F_g - F_z) \quad (21)$$

여기서 D는 결정립의 평균 결정립 크기를 나

타낸다. 또한 Zener는 이와 같이 석출물이 존재할 때, 성장할 수 있는 임계 결정립 크기를 제안하고, 다음과 같이 표현하였다. 이는 Zener equation으로 알려져 있다.

$$D^* = k_z \cdot \frac{r}{f} \tag{22}$$

이때,  $k_z$ 는 Zener coefficient로써, Zener equation의 유도과정에서의 곡률과 평균 결정립 크기와의 관계 등, 입자의 surface density 등의 가정에 따라 다양한 값이 보고되고 있다.

### 5.2 용접 열영향부 결정립 크기 예측 모델

Zener가 제안한 식들과 기존의 결정립 성장식을 통해 다음 23식과 같은 석출물 존재 시의 등은 결정립 성장 속도식을 얻을 수 있다.

$$\frac{dD}{dt} = nK \left( \frac{1}{D} - \frac{1}{K_z} \frac{f}{r} \right)^{1/n-1} \tag{23}$$

또한 이 식을 Zener coefficient에 관하여 정리하면 다음과 같이 표현된다.

$$K_z = \frac{f}{r} \cdot \frac{1}{\frac{1}{D} - \left[ \frac{1}{nK} \frac{dD}{dt} \right]^{n/(1-n)}} \tag{24}$$

여기서,  $f$ 는 석출물의 분율로 Thermo-calc. 계산을 통하여 얻었으며, 석출물의 크기  $r$ 은 앞서의 석출물 조대화 모델을 통해, 결정립 크기  $D$ 는 등은 결정립 성장 실험 결과를 통해 얻었다. 또한  $n, K$ 는 각각 등은 결정립 성장에 대한 kinetic parameter로 오스테나이트 결정립 성장 모델 작성 시의 데이터를 이용하였다.

그 결과 TiN 석출물의 Zener coefficient는 평균적으로 2.1로 계산되었으며, 이는 기존 연구자들에 의한 결과 값들과 유사하였다.<sup>18-21)</sup>

앞서의 결정립 성장 모델들과 Zener coefficient를 이용하여 다음 식 25와 같이 TiN 석출물을 포함하는 강재에 대한 등은 결정립 성장 모델을 작성하였다.

$$\frac{dD}{dt} = 0.2432 \times 1.72 \times 10^{21} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot \left[ \frac{1}{D} - \frac{1}{2.1} \frac{f}{r} \right]^{(1/0.2432)-1} \tag{25}$$

$$Q = 352185.31 + 21827.26X_C + 19950.94X_{Mn} + 7185.49X_{Cr} + 7378.06X_{\Sigma}$$

위의 등은 결정립 성장 속도식에 가산법칙을 적용하여 연속 열사이클 중의 결정립 성장 거동을 예측할 수 있으며, 본 연구에서는 위와 같은 방법으로 NbC 및 (Ti,Nb)(C,N) 석출물을 포함하는 강재에 대해서도 예측하였다.

## 6. 초기 오스테나이트 결정립 크기 및 냉각 속도의 영향을 고려한 용접 열영향부 상변태 모델

### 6.1 Avrami 방정식을 이용한 등은변태 모델

등은변태에 대한 속도론적 모델로 주로 Avrami 방정식이 이용되고 있으며 Avrami 방정식은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$X = 1 - \exp(-Kd_\gamma^m t^n) \tag{26}$$

여기서,  $n$ 은 반응상수로 핵생성 및 성장모드, 성장차수 및 핵생성 site와 관계있는 인자이며,  $d_\gamma$ 는 초기 오스테나이트 결정립 크기를 나타낸다.  $m$ 은 초기 오스테나이트 결정립 크기 인자로 핵생성 site와 변태 모드를 따라 변하는 것으로 알려져 있다. 또한  $K$ 는 속도상수이다.

Avrami 방정식을 이용하여 변태 거동을 예측하는 경우 앞서 말한 세 가지 상수  $n, m, K$ 의 결정을 통해 모델이 작성되며, 이 값들은 실험을 통해 얻어진 데이터를 이용하여 구할 수 있다.

본 연구를 통해 얻어진 반응상수  $n$ 은 0.851, 초기 오스테나이트 결정립 크기 인자  $m$ 은 -1.21로 기존의 연구 결과와 유사한 값을 가지는 것을 확인할 수 있었다.<sup>22-24)</sup> 또한  $K$ 값은 표 5-1에 나타내었다.

표 5-1 속도상수 K

	$a_C$	$a_{Mn}$	$a_{Const.}$
A	1214.21	-452.971	25.39846
B	-4.45	0.252667	-0.02431

$$\ln K = A + BT$$

$$\begin{bmatrix} A \\ B \end{bmatrix} = a_C X_C + a_{Mn} X_{Mn} + a_{Const.}$$

### 6.2 연속 냉각 중의 페라이트변태 예측 모델

본 연구에서는 연속 냉각 중의 페라이트 변태 시작온도  $A_{r3}$ 의 예측을 위해 합금성분, 초기 오스테나이트 결정립 크기 및 냉각속도의 영향을 고려할 수 있는 IRSID 모델을 적용하였다.<sup>25)</sup> IRSID 모델은 각각의 냉각속도에서 변태시작점  $A_{r3}$ 은 1°C/sec의 냉각속도에서의 변태 시작점,  $A_{r3}^0$ 와 냉각속도,  $C_r$ 과 양의 상수인  $a$ 로 표현되며, 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$A_{r3} = A_{r3}^0 \cdot C_r^{-a} \quad (27)$$

여기에 앞에서 언급한 바와 같이 합금원소 및 AGS에 따른 함수로 표현하기 위해서는 IRSID모델의  $A_{r3}^0$ 와  $a$ 를 합금 원소 및 AGS에 따른 함수로 표현하는 것이 필요하며, 그 결과를 다음 수식에 나타내었다.

$$a = (-5.1 \times 10^{-5})AGS - 10.1167X_C - 2.02844X_{Mn} + 0.005661 \quad (28)$$

$$A_{r3}^0 = -0.05928AGS - 53333.3X_C - 7444.44X_{Mn} + 916.4233$$

여기서 AGS는 초기 오스테나이트 결정립 사이즈,  $X_C$  및  $X_{Mn}$ 은 각각 첨가된 탄소와 망간의 무게분율을 의미한다.

이렇게 얻어진 등온변태 데이터와  $A_{r3}$ 온도로부터 연속 냉각 중의 페라이트변태 거동을 예측하기 위해 가산법칙을 적용하여 계산하였다. 그 중 0.102C-0.141Si-1.07Mn의 합금성분을 가지는 강재에 대한 예측 결과를 그림 3에 나타내었다. 이때 AGS는 90 $\mu$ m로 적용하였으며 각각의 용접 열량에 따른 냉각 속도를 고려하여 Lee's model에 의해 계산된  $B_s$ 온도까지 예측하였다.

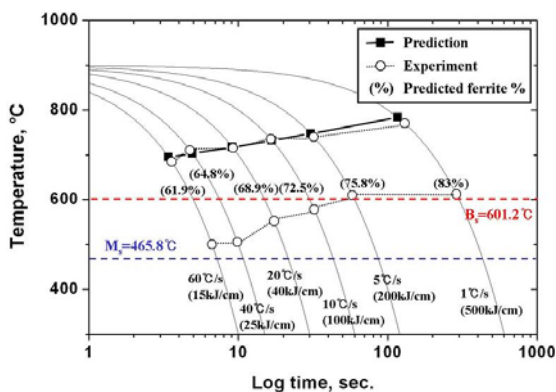


그림 3 모델에 의해 예측된 연속냉각곡선

### 6.3 최종 상 분율의 예측

최종 상 분율의 예측은 우선 페라이트 변태가 베이나이트 변태 시작 온도까지 일어나는 것으로 판단하였으며, 베이나이트 변태 시작온도 이후 베이나이트 변태가 진행되며, 마르텐사이트 변태 시작온도에 도달하였을 때, 잔류하는 미변태 분율이 있다면 이는 전부 마르텐사이트로 변태하는 것으로 보았다.

페라이트 변태 이후 일어나는 베이나이트 및 마르텐사이트 상변태를 예측하기 위해서 본 연구에서는 기존의 연구 결과들을 이용하였는데 이는 본 연구의 페라이트 변태 모델 예측을 위해 사용하였던 강재들의 합금 함량이 낮아 경화능이 작기 때문에 빠른 냉각 속도에도 불구하고 등온 변태 실험 시 등온변태 실험이 어렵기 때문이다.

따라서 본 연구에서는 기존에 발표된 베이나이트 모델<sup>26,27)</sup> 및 베이나이트, 마르텐사이트 변태 시작 온도 예측 모델<sup>28-31)</sup> 중 가장 신뢰성이 높은 모델을 실험을 통하여 선정하였으며, 이를 통해 최종 상 분율을 예측하였다. 신뢰성 확인을 위한 실험은 본 연구에 사용된 6개 강종 중 가장 합금원소의 함량이 많은 0.151C-0.139Si-1.61Mn 강을 사용하였다. 그 결과 기존 연구 모델 중 Esaka 모델과 가장 잘 일치하는 것을 확인할 수 있었으며, 따라서 본 연구에서는 베이나이트 변태의 경우 Esaka 모델을 이용하여 예측하였다. 또한 베이나이트 및 마르텐사이트 변태 시작온도의 경우 K. J. Lee의 모델과 Andrews의 모델을 각각 사용하였는데, 그 이유는 K. J. Lee의 모델의 경우 가장 최근 개발되었으며, 본 연구에 사용된 합금과 비슷한 합금성분을 이용하여 모델이 작성되었기 때문이며, Andrews의 모델의 경우 본 연구에서 고려하고 있는 합금원소들을 고려하고 있으며, 기존의 연구자들에 의해 가장 널리 사용되고 있기 때문이다.

## 7. 용접 열영향부 경도 예측 모델

### 7.1 페라이트 결정립 크기 예측 모델

용접 열영향부의 경도 예측을 위해서는 기존 연구에서 주로 사용되었던 혼합법칙을 이용하였다. 그러나 본 연구에서는 더욱 정확한 모델의 작성을 위해서 페라이트 결정립 크기의 영향을 경도 예측 모델에 포함하였다. 본 연구에 적용한

경도 예측 모델 식을 다음에 나타내었다.

$$H_{mix} = (H_F^0 + \frac{k}{\sqrt{d_F}}) \cdot H_B \cdot f_B + H_M \cdot f_M \quad (29)$$

페라이트 경도 예측을 위해서 페라이트 변태 거동 예측에 사용되었던 6종의 강재를 이용하여 연속 냉각 시험을 수행하였다. 이를 통해 얻은 데이터를 앞에서 언급하였던 Suehiro의 연구에서 보고된 수식에 적용하여 페라이트 결정립 크기를 예측하였다. 이 때 사용된 수식을 다음에 나타내었다.

$$d_\alpha = \left( \frac{6X_\alpha}{A\pi} \cdot d_\gamma^B \cdot \exp\left(\frac{C}{T_{0.05}(K)}\right) \right)^{1/3} \quad (30)$$

여기서  $T_{0.05}$ 는 5% 페라이트 변태온도,  $d_\alpha$ 는 페라이트 결정립크기,  $d_\gamma$ 는 오스테나이트 결정립크기,  $X_\alpha$ 는 주어진 온도에서의 페라이트 변태 분율,  $C$ 는 페라이트 핵생성을 위한 activation energy,  $A$ 는 실험적으로 구해지는 비례상수값이다.

실험을 통해 얻어진 결과를 다음 두 식에 나타내었다.

$$d_\alpha = \left( 3.158 \times 10^8 \cdot d_\gamma^{3.4} \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T_{0.05}(K)}\right) \cdot X_\alpha \right)^{1/3} \quad (31)$$

$$Q = (21216.68 + 36272.61X_C + 2535.267X_{Mn}) \cdot R \quad (32)$$

이 중 페라이트 핵생성 activation energy  $Q$ 는 합금원소  $C$ ,  $Mn$ 의 함수로 나타내어 합금원소의 효과를 잘 반영할 수 있도록 하였다.

## 7.2 경도 예측 모델

경도의 예측을 위해서는 각 상에 대한 정확한 경도 예측과 앞서 5장에서 작성된 상변태 모델을 이용한 정확한 상분율의 예측이 필요하다. 따라서 각 상의 경도 예측에 대해 살펴보았다. 우선 페라이트의 경우 결정립 크기 예측을 위해 열처리하였던 시편의 페라이트 결정립 크기를 측정하고 다음으로 경도를 측정하여 그 값들을 통해 페라이트에 대한 Hall-Petch 식을 작성하였으며, 그 결과를 다음 그림에 나타내었다.

이렇게 작성된 Hall-Petch 식과 앞서 작성하였던 페라이트 결정립 크기 예측 모델을 이용하여

최종 페라이트의 경도값을 예측하였다.

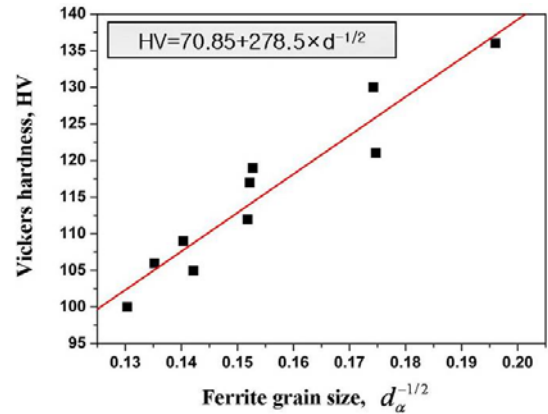


그림 4 페라이트에 대한 Hall-Petch 식

또한 베이나이트의 경우 기존 연구 결과들을 살펴보면 경도값이 첨가된 합금성분의 양에 따라 영향을 받는 것으로 알려져 있으며, 따라서 베이나이트 경도를 예측하기 위해서 탄소 당량의 함수로 나타내고 있다.<sup>32,33</sup> 실험 결과 본 연구에 사용된 강재의 경우 Lorenz 모델에 의한 결과와 유사한 결과를 보였다. 그러나 실험결과가 Lorenz 모델의 결과와 달리 탄소 당량에 대해 2차함수 거동을 보였으며, 따라서 본 연구에서는 탄소 당량에 대해 2차함수로 표현하여 베이나이트 경도 모델을 작성하였다. 그 결과를 다음 식에 나타내었다.

$$H_B = 193.0241 - 245.54086(CE) + 911.74(CE)^2 \quad (33)$$

마지막으로 마르텐사이트의 경우에도 많은 연구자들에 의해 연구가 진행되어 왔으며, 베이나이트와는 달리 경도값이 탄소의 함량에 의해 영향을 받는 것으로 알려져 있다.<sup>34-36</sup> 실험 결과 기존의 연구에 의해 예측된 값들과는 조금 다른 경향을 확인할 수 있었다. 따라서 마르텐사이트에 대해서 탄소 함량에 따라 그래프를 작성하여 마르텐사이트 경도 모델을 얻을 수 있었다. 이를 통해 얻어진 마르텐사이트 경도 모델을 다음 식에 나타내었다.

$$H_M = 249.31 + 1130.68X_C \quad (34)$$

위와 같이 얻어진 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트 경도 모델에 혼합법칙을 적용하여 경도 예측 모델이 작성되었다.



### 8. 모델의 신뢰성

지금까지 진행된 연구 모델의 신뢰성을 확인하기 위해 EH36 강 (0.07C-0.3Si-1.5Mn-0.1Ti-0.02Nb)을 이용하여 실 용접시험을 실시하고 용접 열영향부의 미세조직 및 경도 분포를 측정하였다. 사용된 강재의 성분은 다음 표와 같으며, 용접 공정은 SAW, 용접 입열량은 200kJ/cm를 적용하였다.

실 용접시험 후 용접 열영향부에서 오스테나이트 결정립 크기, 석출물 크기, 상분율, 경도 등을 측정하였으며, 다음에 그 결과들을 그림으로 나타내었다.

우선 석출물 성장 거동을 살펴보면 다음 그림에서 볼 수 있듯이, 예측 결과와 실험 결과가 잘 일치하는 것을 확인할 수 있다.

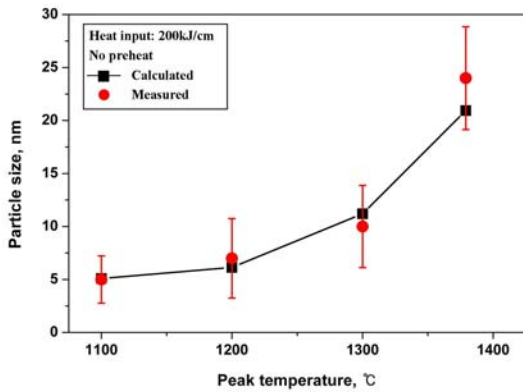


그림 5 석출물 성장 거동 모델의 신뢰성

다음 그림 6은 오스테나이트 결정립 성장 모델에 대한 신뢰성 평가를 보여주고 있다. 오스테나이트 결정립 성장 거동의 계산을 위해서는 위에서 계산한 석출물 크기를 이용하였으며, 계산 결과가 실험 결과가 잘 일치하는 것을 알 수 있다.

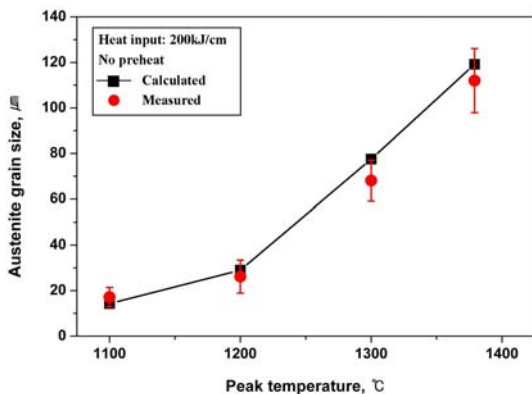


그림 6 오스테나이트 결정립 성장 모델의 신뢰성

다음 그림 7은 상변태 모델의 신뢰성을 보여주고 있다. 그림에서 볼 수 있듯이 최고온도가 증가할수록 페라이트의 분율 감소 및 저온상 분율의 증가가 발생하며, 계산 결과와 실험 결과가 잘 일치한다.

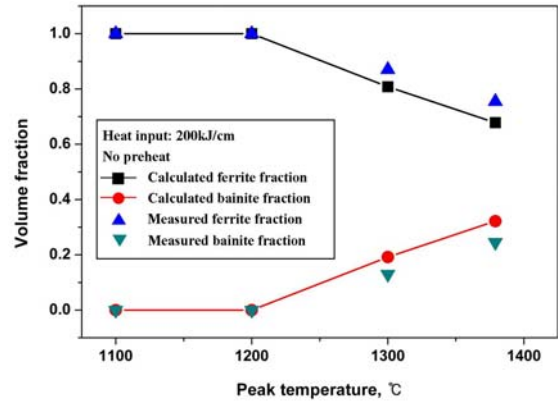


그림 7 상변태 모델의 신뢰성

마지막으로 그림 8에 경도 예측 결과에 대한 신뢰성을 보이고 있다. 그림에서 확인할 수 있듯이 최고온도가 증가할수록 저온상의 발달로 인한 경도값의 증가를 볼 수 있으며, 계산 결과와 실험 결과가 잘 일치하는 것을 확인할 수 있다.

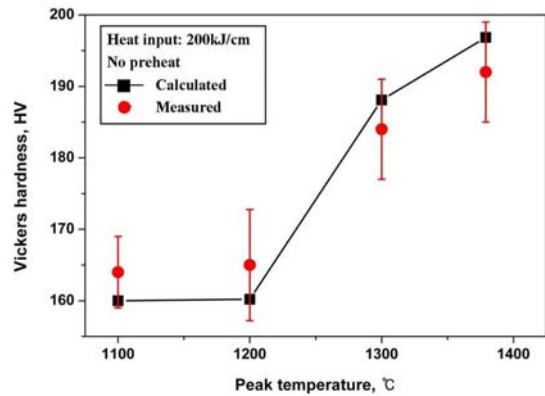


그림 8 경도 예측 모델의 신뢰성

### 9. 맺음말

구조물의 제작에 필수적으로 적용되는 용접 공정에 의해 용접부에는 용접 열영향부가 생성되며, 이러한 용접 열영향부는 적용된 강재에 비해 저하된 기계적 특성을 갖게 된다. 따라서 용접 열영향부의 미세조직의 제어를 통해 기계적 특성을 향상 시키려는 연구가 계속 진행되어 왔다. 그러나 아직까지 이러한 용접 열영향부의 미세조직 및 기계적 특성을 예측할 수 있는 모델에 대

한 연구는 미비한 실정이다. 이러한 이유로 본 연구에서는 저합금강 용접 열영향부의 미세조직 및 재질을 예측할 수 있는 모델에 대해 연구, 작성하였다.

이를 위해 석출물이 존재하지 않는 강에서의 오스테나이트 결정립 성장 거동에 대한 연구, 오스테나이트 결정립 성장에 영향을 미치는 석출물 거동에 대한 연구 및 냉각 중에 발생하는 상변태 거동 및 정도 예측에 대한 연구를 수행하였으며, 이를 통해 최종 미세조직 및 정도를 예측할 수 있는 모델을 작성하였다.

작성된 모델은 실 용접부와의 비교를 통해 신뢰성을 확인하였으며, 본 연구를 통해 작성된 모델을 통하여 용접 열영향부에서의 용접부 품질을 확인하기 위한 시간적, 경제적 비용을 절감할 수 있을 것으로 기대된다.

## 참 고 문 헌

1.  $\phi$ . Grong : Metallurgical Modeling of Welding, The Institute of Materials
2. Sangho Uhm, Joonoh Moon, Changhee Lee, Jihyun Yoon and Bongsang Lee : ISIJ Int. 44-7 (2004), 1230-1237
3. W. A. Johnson and R. F. Mehl : Trans. AIME, 125 (1939), 416
4. M. Avrami: J. Chem. Phys., 7 (1939), 1103
5. J. W. Cahn : Acta Metall., 4 (1956), 572
6. J. W. Christian : The Theory of Transformation in Metals and Alloys, 2nd ed., Pergamon Press, Oxford U.K., (1975), 535
7. J. W. Cahn : Acta Metall., 4 (1956), 449
8. M. Umemoto : Control and Prediction of Structure and Property, ISIJ, Tokyo, Japan, (1998), 105
9. M. Suehiro, K. Sato, Y. Tsukano : Computer Modeling of Microstructural Change and Strength of Low Carbon Steel in 4. Hot Strip Rolling, Transactions ISIJ, 27 (1987)
10. H. Hu and B. B. Rath : Metall. Trans, 1 (1970), 3181
11. K. Easterling : Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, London, (1983)
12. T. G. F. Gray, J. Spence and T. H. North : Rational Welding Design, Newnes-Butterworths, (1975)
13. D. A. Porter and K. E. Easterling : Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman & Hall, (1992), 45
14. P. A. Manohar, D. P. Dunne, T. Chandra and C. R. Killmore : ISIJ Int., 36 (1996), 194
15. Leon M, Cheng, E. Bruce Hawbolt and T. Ray Meadowcroft : Metall. Trans., 31A (2000), 1907
16.  $\phi$ . Grong : Metallurgical Modelling of Welding, The Institute of Materials
17. C. Zener : Trans. AIME, 175 (1948), 15
18. W-B. Li and K. E. Easterling : Acta metall., 38 (1990), 1045
19. P. A. Manohar, M. Ferry and T. Chandra : ISIJ Int., 38 (1998), 913
20. S. P. Ringer, W. B. Li and K. E. Easterling : Acta metall., 37 (1989), 831
21. E. Nes, N. Ryun and O. Hunderi : Acta metall., 33 (1985), 11
22. C. Lee, S. Uhm, K. Kim, K. Lee and C. Lee: ISIJ international, 41 (2001), 1383
23. P. C. Campbell, E. B. Hawbolt and J. K. Brimacombe: Metall. Trans. A, 22A (1991), 279
24. I.V. Samarasekera, D.Q. Jin and J.K. Brimacombe: 38th MWSP Conference Proceedings, ISS, XXXIV (1997), 313
25. B. Debray, P. Teracher and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, 26A (1995), 99
26. M. Umemoto, K. Horiuch and I.Tamura : Trans .ISIJ, 22 (1982), 854
27. E. Esaka, J. Wakida, M. Takahashi, O. Katano and S. Harada: Seitetsu-Kenkyu, 32 (1986), 92
28. W. Steven and A. G. Haynes : JISI, 183 (1956), 349
29. T. Kunitake and Y. Okada : Tetsu-to-Hagane, 84 (1998), 137
30. S. H. Lee, J. M. Choi, Y. R. Cho and K. J. Lee : Proceedings of ICASS, Aug. 22-24, (2006), 857
31. K. W. Andrews : JISI, 7 (1965), 721
32. K. Lorenz and C. Duren: IIW Doc. IX-B-II-82, (1982)
33. N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya and H. J. U. Cotton: Metal Const., 19(1987), 217R
34. K. Satoh and T. Terasaki: General Assembly of JWS, 25(1979), 98
35. M. Beckert and R. Holz: Schweisstechnik, 23(1973), 344
36. W. C. Leshie: The Physical Metallurgy of Steels, Mcgraw-Hill, NewYork, (1982)