

研究論文

## 구조용강 용접부 CGHAZ 의 상변태 예측 Modeling에 관한 연구

조일영\* · 이경중\*\* · 이창희\*\*\*

### A Study on the Prediction Modeling of Phase Transformation in the CGHAZ of Structural Steel Weld

I. Y. Cho\*, K. J. Lee\*\* and C. H. Lee\*\*\*

**Key Words** : Phase transformation(상변태), CGHAZ(결정립성장열영향부), Microstruture(미세조직), Computer modeling(컴퓨터 모델링), Welding condition(용접조건), CCT curve(연속냉각변태곡선) Phase volume fraction(상분율)

#### Abstract

The microstructures of the HAZ (Heat Affected Zone) are generally different from the base metal due to rapid thermal cycle during welding process. Particularly, CGHAZ (Coarsened Grain Heat Affected Zone) near the fusion line is the most concerned region in which many metallurgical and mechanical discontinuities have been normally generated.

A computer program by the numerical formularization of phase transformation during cooling with different rates was developed to generate the CCT diagram, and to predict microstructural (phase) changes in the CGHAZ. In order to verify simulated results, isothermal and continuous cooling transformation experiments were conducted.

The simulated and experimental results showed that the developed computer model could successfully predict the room temperature microstructural changes (changes in volume fraction of phases) under various welding conditions (heat input & cooling rate ( $\Delta t_{8/5}$ )).

\* 1997년 12월 11일 접수

\* 학생회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용연구소

\*\* 비회원, 포항제철기술연구소

\*\*\* 정회원, 한양대학교 금속공학과

## 1. 서론

HAZ(Heat Affected Zone)는 재료의 용접시, 용접부 주위의 급열, 급냉의 극심한 열사이클로 인하여 모재가 갖고 있던 조직과는 크게 다른 조직을 갖는 부분을 말하는데, 이러한 열사이클로 인한 재료의 재질 변화는 재료의 변형 및 잔류 응력에 영향을 미치고 용접부에서 발생하는 결합인 저온 균열(Hydrogen Assisted Cracking), 응력 부식 균열 등의 원인이 되어 구조물의 안정성에 큰 영향을 끼치는 결합요인으로 작용한다. 특히 fusion line 근처의 CGHAZ는 가장 많은 결합이 발생하는 부위로서 보고되어져 왔다<sup>1-3)</sup>.

그러나, 이러한 조직을 결정적인 결합이 발생하기 전에 미리 예측하고 일일이 검사하는 것은 불가능하므로 용접시 입열량 및 재료의 성분, 두께 등 용접 조건에 따른 HAZ의 각 부위별 조직을 예측할 수 있는 computer program을 개발하여 이를 활용, 경제적, 시간적 손실을 줄일 수 있을 것이다. 이러한 예측을 위하여 많은 국외 연구자<sup>4-10)</sup>들이 용접부에서의 조직에 관한 기초를 수식화하는 작업을 해왔으나, 아직까지 국내에서는 열연과정에서의 조직의 변화를 예측하는 분야<sup>12-14)</sup>에서만 연구가 진행되고 있을뿐 용접후에 발생하는 CGHAZ에서의 조직의 변화에는 연구 실적이 거의 없는 상태이다.

그러므로 본 연구에서는 용접 입열량에 의한 열사이클을 사용하여 Avrami equation<sup>15)</sup>에 기초를 둔 computer modeling을 통해 상변태 및 최종적인 조직의 상분율 등을 계산하고 냉각사이클의 변화에 따른 CCT curve를 작도함으로써 용접후 조직의 변화를 예측하였으며, 용접후 변화된 재료의 성질을 파악하는 기초자료로서 재료의 수명 파악 및 산업 현장에서 각종 재료에 따른 적정 용접조건을 설정하는데 도움을 주고자 하였다.

## 2. Modeling

### 2.1 냉각시의 상변화 계산

CGHAZ는 peak 온도가  $A_3$  온도 이상의 지역이므로 가열시에 모두 오스테나이트로 상변태되었다

가 적당한 냉각속도일 경우  $A_3$  온도이하로 떨어지면서 초석 페라이트가 생성되기 시작하며, 이때 페라이트의 생성되는 분율(volume fraction)은 핵생성속도(nucleation rate),  $\gamma \rightarrow \alpha$  계면의 면적, 성장속도(growth rate) 등의 함수이며, 핵생성 속도는  $A_3$  온도이하로의 supercooling, 초기 오스테나이트 결정립 크기 등에 의해 결정된다.

냉각속도에 따라서 polygonal, widmanstatten, acicular 페라이트, 퍼얼라이트, 베이나이트, 마르텐사이트 등의 단상 혹은 혼합상으로서의 상변태가 일어나게 되는데, Avrami<sup>15)</sup>는 변태 온도와 성분에 의존하는 함수  $K(T)$ 와 핵생성에 필요한 잠복기  $\tau$  등을 고려하여 시간에 따른 변태분율을 다음과 같은 식으로 나타냈다.

$$X = 1 - \exp\left\{-K(T) \cdot (t - \tau)^n\right\} \quad (\text{Eq. 1})$$

여기서  $K(T)$ 는 핵생성 속도와 성장 속도에 의해 결정되며,  $t$ 는 시간,  $n$ 은 변태기구와 핵생성 장소에 의해 결정되는 상수값이다. 그러나, Avrami 변태식은 일정온도에서의 변태분율만을 계산하는 것으로, 시간이 지남에 따라 변하는 변태분율의 증가를 계산하기 위해서는 미분과정이 필요하다. 즉,  $X$ (해당온도 및 시간에서의 변태분율)를 시간  $t$ 로 미분하여 증분의 변화를 계산해주어야 한다.

$$\frac{dX}{dt} = (1-X) \cdot K \cdot n \cdot \left(\frac{\ln(1-X)}{-K}\right)^{n-\frac{1}{n}} \quad (\text{Eq. 2})$$

결국 최종변태량을 구하는 식은 다음과 같이 구할 수 있다.

$$X_{i+1} = X_i + \frac{dX_i}{dt} \quad (\text{Eq. 3})$$

여기서 첨자  $i$ 는 시간별 단계를 나타낸다.

Avrami 방정식의 각 변수들은 등온변태 실험을 통하여 얻을 수 있는데, 상변태가 일어나 최종조직이 혼합상이 되는 경우는 expansion curve로부터 각 상들의 변태점을 구분하기 어렵기 때문에 등온변태 실험에서의 각 유지온도별 dilatometer의 expansion curve를 보정하여야 하며 이는 조직을 직접 image

analyzer로 분석하여 상분율을 측정한 후, 실제 상분율에 따라 각 상들의 expansion curve를 따로 작성하여야 한다.

보정된 등온변태자료에서 Avrami 변태식의 K (T) 및 n 의 값은 다음과 같이 양변에 자연로그를 두 번 취하여 식을 변형시킨 다음 변태시간과 변태분율의 관계에서 구할 수 있다.

$$\ln\left(\ln\frac{1}{1-X}\right) = \ln K(T) + n \ln t \quad (\text{Eq. 4})$$

즉, 등온변태 실험에서 얻은 시간과 변태분율의 관계를  $\ln\left(\ln\frac{1}{1-X}\right)$  와  $\ln t$  로 graph를 그리면, 직선의 형태를 띠게 되므로 그때의 기울기는 n, 절편의 값은  $\ln K$  가 된다.

일반적으로 n 값은 거의 변하지 않는 상수의 값을 가지며 K(T) 값은 일반적으로 온도에 의존하는 2차함수의 형태로 표현된다.<sup>12, 13, 16, 17)</sup>

$$\ln K(T) = aT^2 + bT + c \quad (\text{Eq. 5})$$

위에서 계산된 Avrami 변태식을 사용하여 연속냉각시의 각 상들의 변태분율을 계산할 때, 페라이트의 변태가 높은 온도에서 시작하고 퍼얼라이트의 변태는 상대적으로 아주 낮은 온도에서 시작된다면, 페라이트의 변태가 모두 끝나도 퍼얼라이트의 변태는 시작되지 않기 때문에 페라이트의 변태만이 계속되어 페라이트의 최종 분율이 1이 되고 계산은 종료된다. 그러나, 실제 변태에서 페라이트만의 분율이 1이 되는 경우는 없다. 그러므로, 페라이트 변태의 최대값을 정해주어 퍼얼라이트 변태가 일어날 수 있도록 식의 보정이 필요하다. 온도별 각 상들이 변태할 수 있는 최대값을 고려한다면 다음과 같은 식이 된다.

$$X = X_{\max} (1 - \exp[-K(T) \cdot t^n]) \quad (\text{Eq. 6})$$

$X_{\max}$  : 온도별 lever rule 에 의한 페라이트 최대변태분율

이를 미분하고 X 에 관한 식으로 바꾸면, 시간에 따른 변태분율의 증가분, Eq. 2 는 다음과 같이 Eq. 7 로 변환된다.

$$\frac{d(X/X_{\max})}{dt} = (1 - (X/X_{\max})) \cdot K \cdot n \cdot \left(\frac{\ln(1 - X/X_{\max})}{-K}\right)^{\frac{n}{n-1}} \quad (\text{Eq. 7})$$

$X_{\max}$ 를 구하는 방법은 실험에 의해서 직접 구하는 방법도 있고 평형상태도에서 구하는 방법도 있다. 그러나,  $A_1$  온도이하에서는 상태도에서 lever rule을 적용할 수가 없기 때문에 그 값을 구하기가 어렵다. Hawbolt<sup>16, 17)</sup> 등은 평형상태도상에서 각 온도별 페라이트의 최대 변태 가능 분율은  $A_1$  온도 이상의 경우는 상태도의 lever rule에서,  $A_1$  온도 이하에서는 상태도상의  $A_1$  및  $A_{cm}$  선의 연장선상의 lever rule을 통하여 구할 수 있다고 하였다. 그러므로, 본 연구에서는 각 변태선들을 직선으로 가정하여 평형상태도를 작성하였으며, 작성된 평형상태도에 의하여 계산된 페라이트의 최대변태분율을 계산하였는데 이를 Fig. 1 에 나타내었다. 결국, 어떤 온도에서 변태할 수 있는 최대 페라이트의 분율은  $A_1$  선을 기준으로 최대가 되었다가 점점 줄어드는 형태를 보이게 된다. 그러나, 실제로 페라이트의 양이 줄어든다는 것은 아니며 이는 연속냉각시 각 온도에서 변태할 수 있는 최대값을 정해주어 그 이상은 변태할 수 없도록 하는 일종의 기준선 역할을 하는 값이라고 할 수 있다.

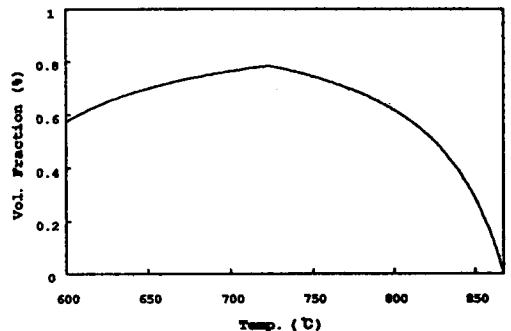


Fig. 1 Max. volume fraction of ferrite with calculated temp.

### 2.2 연속냉각 변태 (Additivity Rule)

실제 열영향부의 상변태는 연속 냉각중에 이루

어진다. CCT curve를 통하여 연속냉각시 오스테나이트의 변태거동은 예측할 수 있다. 그러나 연속냉각변태곡선은 어떤 냉각속도에서 얻어진 변태개시와 종료에 대한 것으로 임의의 열사이클에서의 변태거동을 알 수 없다. 그러므로 등온변태시의 정보를 이용하여 연속냉각시의 변태거동을 예측하는 방법이 필요하다. Scheil<sup>18)</sup> 등은 연속 냉각시의 변태자료(잠복기, 변태개시 및 종료 온도 및 시간등)를 등온변태자료로부터 additivity rule을 이용하여 연속냉각시의 변태 거동을 계산하는 방법을 제시하였다. 즉, 연속냉각을 아래 Fig. 2 와 같이  $T_{i-1}$ ,  $T_i$ ,  $T_{i+1}$  ...에서  $\Delta t_{i-1}$ ,  $\Delta t_i$ ,  $\Delta t_{i+1}$  ...의 짧은 시간동안 등온 유지시키면서 냉각시키는 것으로 생각하여 각 온도  $T_{i-1}$ ,  $T_i$ ,  $T_{i+1}$  ...에서의 잠복기  $\tau_{i-1}$ ,  $\tau_i$ ,  $\tau_{i+1}$  ...에 대한 등온유지시간의 비율의 합이 1이 될 때를 잠복기를 전부 소비하는 것으로 하여 연속냉각시의 변태개시 온도를 계산하였는데, 등온변태시에는 온도가 T일 때 변태가 시작될때까지 흐른 시간이 잠복기  $\tau_i$ 가 되므로 그 비율이 1이 되지만 연속냉각시에는 온도가  $T_i$ 에서는  $\Delta t_i$ 의 시간만이 소요되므로 해당 잠복기  $\tau_i$ 에 필요한 시간중  $\Delta t_i$ 만이 소요되기 때문이다. 이를 수식으로 표현하면 다음 Eq. 8 이 된다.

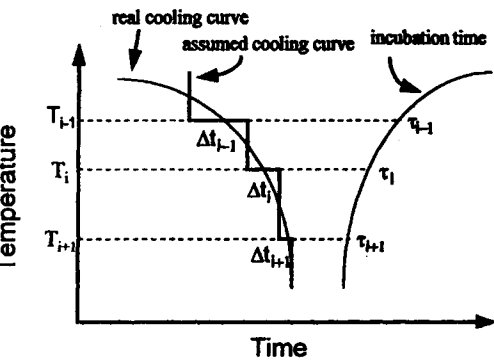


Fig. 2 Schematic diagram of additive rule for incubation time.

$$\int_0^{\tau_i} \frac{dt}{\tau_a(T)} = 1 \quad (\text{Eq. 8})$$

여기서,  $\tau_a(T)$ 는 각 온도에서 변태분율이  $X_a$ 가 될 때까지의 등온변태시간이다.

변태가 가산가능하기 위해서는 변태속도는 온도와 변태분율만의 함수이고 변태이력에는 무관하여야 하는데 이는 변태속도가 변태분율의 함수가 아니라면 현재의 변태속도를 구할 수가 없기 때문이다. 그러므로 가산 법칙이 성립하기 위해서는 다음 조건이 만족하여야 한다.

- 1) 핵생성 속도와 성장속도의 비가 일정한 경우 (Isokinetic Condition)
- 2) 초기에 핵생성이 완료되는 경우 (Site Saturation Condition)
- 3) 성장이 일정한 크기에서 멈추는 경우 (Growth Limited Condition)

일반적으로 오스테나이트가 확산에 의해 분해되어 페라이트, 퍼얼라이트로의 변태를 하는 경우는 가산법칙의 적용이 가능하다고 알려져 있다.<sup>18~21)</sup>

### 2.3 Flow Chart

다음 Fig. 3은 본 연구에서 사용한 재질예측 프로그램의 상분율 계산 순서도이다. 용접 입열량, 재료의 성분등 물성치를 입력하여 열사이클을 계산하고 계산된 열사이클에 의하여 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )의 변화에 따라 냉각하다가  $T_{i3}$  온도(실제  $A_3$  변태 온도) 이하로 온도가 떨어지면 각 상들의 잠복기를 계산하여 변태개시 온도를 결정한 후, 냉각곡선에 따라 냉각되면서 각 상의 변태개시 온도에 이르렀을때부터 시간에 따른 각 온도에서의 각 상들의 상분율을 계산하여 그 합이 1이 되거나 마르텐사이트 변태 온도가 될 때 계산을 멈추고 그때까지의 각 상들의 상분율을 출력하는 흐름이다.

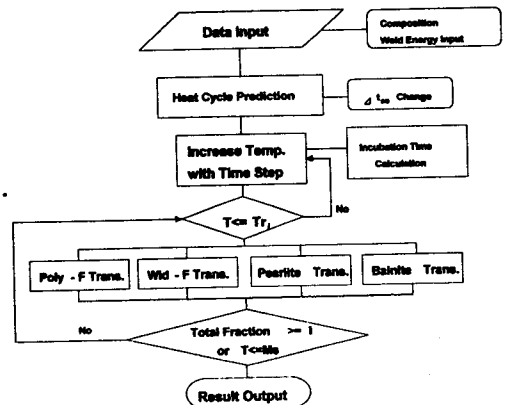


Fig. 3 Flow chart of computer program

Table 1. Chemical composition (wt. %)

Class	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Ni	Cr	C*eq
Carbon	0.183	0.188	0.495	0.012	0.018	0.007	Tr	0.021	0.008	0.275

### 3. 실험 방법

#### 3.1 시편

시편은 일반적으로 널리 쓰이는 구조용강의 한 종류인 탄소강을 사용하였는데 그 조성을 Table 1에 나타내었다.

$$C_{eq}^{*26} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

모재는 열간압연 조직으로 페라이트와 퍼일라이트가 약 25 : 75 정도의 비율로서 압연 방향을 따라 늘어서 있는 형태를 취하고 있으며 혼합상의 결정립의 크기는 평균 25 $\mu$ m 정도로 측정되었다.

#### 3.2 등온 변태 실험

재료의 잠복기, Avrami 방정식에서의 각 변수들의 계수를 계산하기 위하여 Fig. 4와 같이 peak 온도를 CGHAZ의 peak 온도에 해당하는 1350 $^{\circ}$ C까지 올린 후 100 $^{\circ}$ C/sec의 냉각속도로 급냉하여 상변태가 일어나지 않도록 한 후 10 $^{\circ}$ C의 등온변태 간격을 두고 등온변태실험을 하였다. 등온변태를 하게 되면 supercooling이 많을수록 즉, 등온변태온도가 낮을수록 높은 핵생성 속도에 의해 잠복기는 짧아지고 변태에 소요되는 시간 또한 짧아지게 된다.

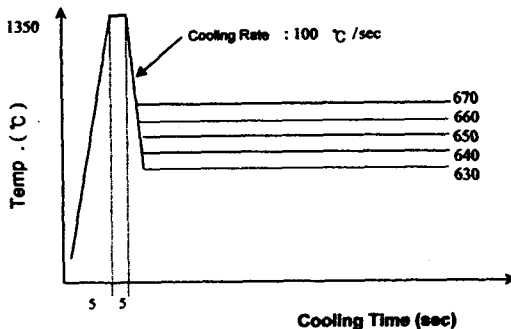


Fig. 4 Heat cycle of isothermal transformation

일반적으로 1% 및 100% 변태가 진행된 시간 및 온도를 실험적으로 구하여 graph를 그리면 TTT curve를 얻을수 있으며, 이때의 잠복기는 Eq. 9와 같이 표현되는데 온도(T) 및 supercooling( $\Delta T$ ), prior austenite grain size( $d\gamma$ ), 조성에 의존하는 식으로서 중회귀 분석하여 각 계수 A, B, C, D의 값을 구한다.

$$\ln \tau = A \ln(\Delta T) + B \ln T + C d_{\gamma} + D \quad (\text{Eq. 9})$$

그러나, 1% 변태점을 등온변태곡선으로부터 직접 구하기는 매우 어렵다. 그러므로 50% 변태점으로부터 1% 변태점을 역으로 구하는 방법이 많이 사용된다. Avrami 방정식은 다음의 식으로도 변형되어 사용되는데 이 식에서 50% 변태시의 소요되는 시간과 앞 절에서 구한 각 상들의 n 값들을 이용하면 1% 변태시의 소요시간, 즉, 등온변태시의 잠복기 계산이 가능하다.

$$X = 1 - \exp(-K(T) \cdot (\frac{t}{t_{50}})^n) \quad (\text{Eq. 10})$$

위 식에서  $t_{50}$ 은 50% 변태시 소요되는 시간이며,  $t = t_{50}$ 일 때  $X = 0.5$ 가 된다. 이를 이용하여  $K(T)$  값을 다시 구하면 아래와 같은 식으로서  $K(T)$ 의 값이 고정된다.

$$0.5 = 1 - \exp(-K(T)) - K(T) = \ln 0.5 \quad (\text{Eq. 11})$$

그러므로, 1% 변태시의 소요되는 시간, 즉, 잠복기는 다음과 같은 식으로 표현가능하다.

$$t_{1\%} = t_{50\%} \times \left( \frac{\ln 0.99}{\ln 0.5} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (\text{Eq. 12})$$

이렇게 구한 등온변태 잠복기를 앞 절에서 언급 하였던 additivity rule을 이용하여 연속냉각동안 각 온도에서의 미소시간당 잠복기 소비의 미소분율을 더한 값이 1이 되도록하면 최종 1이 될 때의 미소시간의 합이 곧 연속냉각시의 잠복기가 된다. 또한

그 시점의 온도가 변태 개시 온도가 되므로 실제 용접시의 상변태가 평형상태도에서 어느정도 벗어나 어느 온도에서 일어나는지를 계산할 수 있다.

### 3.3 연속 냉각 변태 실험(CCT curve 작성)

연속 냉각 변태실험은 실제 냉각시의 변태 개시 및 종료의 시점을 파악하여 CCT curve를 작성하고 재료의 상분율을 측정하여 기계적 성질을 예측하는데 중요한 자료로 사용된다. Fig. 5는 연속냉각변태 실험에 사용한 열사이클로서, CGHAZ의 peak 온도에 해당하는 1350℃ 까지 peak 온도를 올렸다가 5초간 유지시킨후, peak 온도에서 800℃까지 100℃/sec의 냉각속도로 냉각시킨다음, 800℃에서 냉각속도( $\Delta t_{95}$ )를 각각 5, 10, 30, 60, 120, 240 초로 변화시키며 연속냉각시키며 dilatometer를 이용, 변태개시 및 종료 data를 얻을수 있게 하였다.

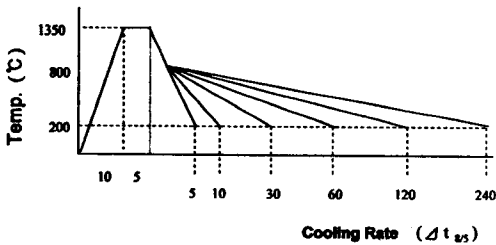


Fig. 5 Heat cycles of continuous cooling transformation simulation

Dilatometer를 사용하여 냉각에 의한 상변태시 일어나는 부피의 변화를 측정된 변태개시 및 종료의 시간 및 온도의 측정 방법을 Fig. 6에 도시적으로 나타내었다. Fig. 6에서 알 수 있듯이 peak 온도에서 냉각됨과 동시에 dilatometer 로 측정된 부피변화는 일직선으로 감소하는데, A3 변태점에 이르면 오스테나이트에서 페라이트로의 변태가 시작되며,  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태는 FCC에서 BCC 로의 격자 변화를 일으키므로 부피증가로 인한 dilation 곡선의 상승이 시작된다. 이러한 dilation 곡선의 상승은  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태가 끝날때까지 계속되다가 변태가 끝나면 다시 냉각곡선을 따라 감소하게 된다. 즉, 일직선적인 냉각곡선의 접선에서 벗어나기 시작하는 점이 변태개시점이 되고, 다시 냉각곡선의 접선으로 회

귀하는 점이 변태완료점이 되는데, Fig. 6에서 A 점은 변태개시, B 점은 변태 종료점을 나타낸다. 또한, 하나의 냉각속도에서 뿐 아니라 여러가지 냉각속도별로 변태개시 및 종료점을 같은 방법으로 측정하여 냉각곡선 및 변태 개시 및 종료점들을 나타내면 CCT curve를 작성할 수 있다.

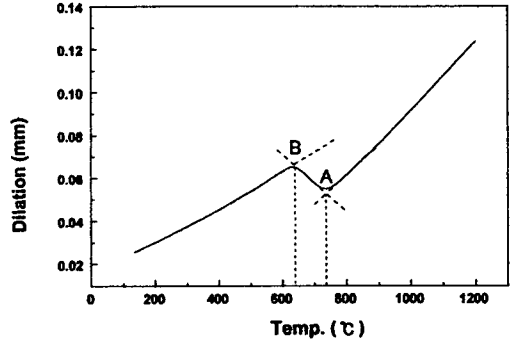


Fig. 6 Investigation of volume expansion by phase transformation

## 4. 결과 및 고찰

### 4.1 잠복기

등온변태실험에서 얻은 polygonal 페라이트의 50% 변태점들을 이용하여 앞절에서 언급한 방법, 즉 50% 변태에 소요되는 시간으로부터 역으로 1% 변태에 소요되는 시간을 구하는 방법으로 계산한 polygonal 페라이트의 1% 변태시에 소요되는 시간, 즉 잠복기를 Fig. 7에 나타내었으며, 계산된 1% 변태 소요시간들을 이용하여 연속냉각시의 polygonal 페라이트의 잠복기를 supercooling 정도 ( $\Delta T$ ), 시간에 따른 온도(T) 및 초기 오스테나이트 grain size( $d_y$ )에 의존하는 함수로서 회귀분석하여 Eq. 13에 나타내었다.

$$\ln \tau_{rmPoly-F} = 0.0114 d_y - 3.11 \ln \Delta T + 1.89 \ln T - 0.28 \quad (\text{Eq. 13})$$

퍼일라이트의 변태 잠복기는 광학 현미경으로 각 등온변태시의 분율을 image analyzer 로 관찰하여 각 온도에서의 상분율을 측정된 후, 전체 dilation의 변화를 1로 하였을 때 페라이트의 분율을 계산한 후 이를 제외한 나머지 부분을 다시 1로 환산하여

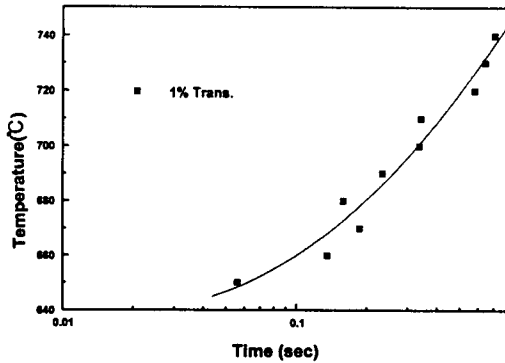


Fig. 7 Calculated 1% polygonal ferrite transformation data.

polygonal 페라이트의 변태식 작성때와 마찬가지로 방법으로 중회귀 분석하였으며, 계산 결과를 다음 Eq. 14 에 나타냈다.

$$\ln \tau_{\text{rmPearlite}} = 0.0165 d_{\gamma} - 1.33 \ln \Delta T + 1.09 \ln T - 3.214 \quad (\text{Eq. 14})$$

Widmanstätten 페라이트 및 베이나이트의 경우에는 잠복기는 없이 각 상의 평균 변태개시 온도, 즉, widmanstätten 페라이트의 경우는 670℃, 베이나이트의 경우는 550℃로 계산하였다. 물론 widmanstätten 페라이트나 베이나이트 역시 확산에 의한 변태를 하기 때문에 실제 변태가 시작되는 온도는 평균 변태온도보다는 낮을 것이나 오차가 크지 않으며, 이는 CCT curve 에서도 페라이트나 퍼얼라이트의 경우는 기울기가 있는 C 곡선의 형태로서 표현되지만, 베이나이트의 경우 변태시작점이 냉각속도에 의해서도 거의 변함없이 일정한 직선 형태로 나타나는 것으로 표현된다.

### 4.2 n 및 K(T) 값의 결정

등온변태실험의 결과로부터 얻은 각 상의  $\ln(\frac{1}{1-X})$  와  $\ln t$ 의 graph 에서 기울기, n 및 절편,  $\ln K(T)$ 를 중회귀 분석한 결과를 다음 Table. 2 에 나타내었다.

위 Table. 2 에서 볼 수 있듯이, n 의 값은 거의 일정한 상수 값으로 나타나기 때문에 계산에 의한 값들의 평균을 표시하였으며,  $\ln K(T)$  값은 앞절에서 언급한 것처럼 온도에 관한 2 차 함수형태로 나타난다. 물론, polygonal 페라이트의 경우만을 제외한 나머지는 상분율의 분석을 통하여 각 상들의 잠복기를 구할때와 마찬가지로 dilation data의 나머지 부분을 normalizing 한 결과값이다.

### 4.3 Volume Fraction

전체적인 프로그램 실행의 결과로서 냉각속도 ( $\Delta t_{8/5}$ )의 변화에 따른 프로그램 및 실제 HAZ

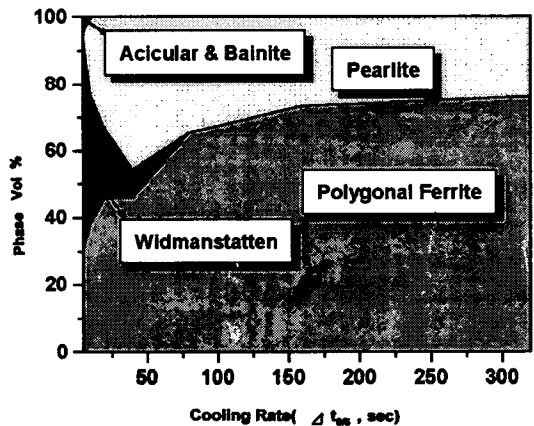


Fig. 8 Calculated phase volume fraction with cooling rate ( $\Delta t_{8/5}$ )

Table 2. n &  $\ln K(T)$  of each phase.

Phase	n	$\ln K(T)$
Polygonal	Ferrite	1.016
$2.375 \times 10^{-4} T^2 - 0.488 T + 247.306$	Widmanstätten Ferrite	2
$0.00187 T^2 - 3.401 T + 1544.79$		$-2.9 \times 10^{-5} T^2 + 0.004893 T + 23.345$
Bainite	1.49	$3.349 \times 10^{-5} T^2 - 1.342 T + 3.64$

**Table 3.** Volume fraction of each phase with various cooling rates

$\Delta$ sub t <sub>8/5</sub> (sec)	Phase	Volume Fraction (%)	
		Experiment	Calculation
5	Polygonal Ferrite	9	31
	Bainitic Ferrite	75	70
	Pearlite	15	-
30	Polygonal Ferrite	32	46
	Bainitic Ferrite	28	16
	Pearlite	40	38
120	Polygonal Ferrite	54	65
	Bainitic Ferrite	8	-
	Pearlite	38	35
240	Polygonal Ferrite	73	75
	Bainitic Ferrite	-	-
	Pearlite	27	25

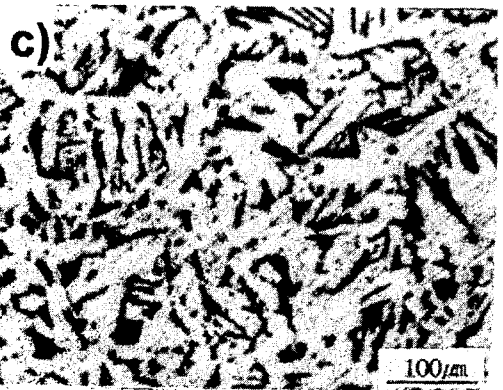
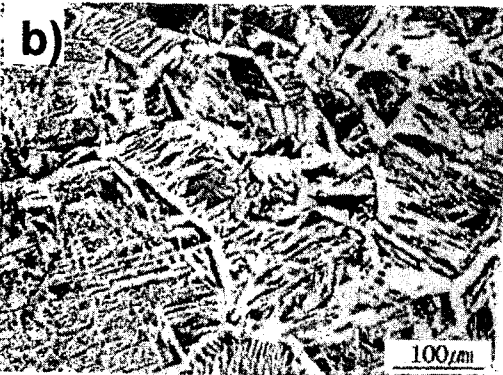
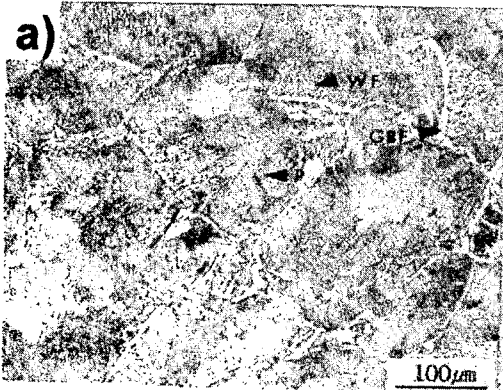
simulation 실험시의 최종 변태분율을 Fig. 8 및 Table. 3에 나타내었다. 프로그램의 결과는 Fig. 8 및 Table. 3에서 보듯이 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 가장 빠른 5초일때는 고온에서 변태에 소요되는 유지시간이 아주 짧으므로 고온변태상인 퍼얼라이트는 나타나지 않고 약 30% 정도의 polygonal 페라이트와 상대적으로 저온변태상인 bainitic 페라이트가 약 70% 정도로 많은 양을 차지하였으나, 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 느려질수록 고온에서의 유지시간이 길어지므로 저온변태상인 bainitic 페라이트의 양은 줄어들고, 퍼얼라이트 및 polygonal 페라이트의 양이 많아지는 것으로 나타났다. 실제 HAZ simulation 실험을 통하여 image analyzer로 측정된 상분율은 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 5초인 경우에는 photo. 1a)에서 관찰되듯이 bainitic 페라이트의 양이 프로그램의 결과보다 많은 75% 정도였고, polygonal 페라이트의 양은 9% 정도였으며, 계산에 의해서는 나오지 않던 퍼얼라이트가 약 15% 정도 관찰되므로서 비교적 많은 오차를 보였다. 이러한 오차가 발생하는 원인은 다음 CCT curve에서 자세히 설명하겠지만, 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 아주 빠른 경우에는 프로그램의 계산에 있어서 퍼얼라이트의 변태개시 온도가 최종 변태 종료 온도보다 낮게 계산되어 퍼얼라이트의 변태가 시작하기전에 최종 상분율의 총합이 1이 되기 때문에 퍼얼라이트는 나타나지 않는 것으로 사료된다. 그러나, 전체적으로 보면 photo. 1의

a), b), c) 순서로 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 느려질수록 polygonal 페라이트의 양은 점점 많아지고, bainitic 페라이트의 양은 줄어들므로서 각 상별 실제 실험시의 최종 상분율과 프로그램의 결과가 비슷하여지며, 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 240초 이상일때부터는 프로그램 결과 및 image analyzer 분석결과가 거의 모재의 상분율에 근접한 비율로서 비슷하게 나타났다.

#### 4.4 CCT Curve

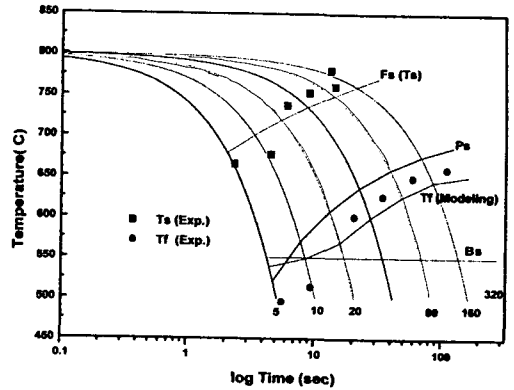
앞 4.1, 4.2 절에서 계산된 polygonal 페라이트, 퍼얼라이트, 베이나이트의 변태식을 이용하여 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )를 5초에서 320초까지 변화시키면서 additivity rule에 의한 냉각속도별 각 상들의 변태 개시점을 도식한 CCT curve를 Fig. 9에 나타내었는데, 그래프상의 point data는 thermomechanical simulator를 이용하여 실제 용접시의 CGHAZ를 재현할 때 dilatometer로 변태개시(Ts) 및 종료점(Tf)을 측정된 data로서 개시 및 종료 중간에 어느상이 생성되었는지는 알 수 없으나, image analyzer로 분석한 결과, 개시점은 polygonal 페라이트의 변태개시점(Fs)에 해당하며 종료점은 모든상의 변태가 끝나는 점에 해당한다. 이는 계산으로 얻어진 페라이트 변태개시온도(Fs)와 최종 변태종료온도(Tf(modeling))의 결과와 비교적 일치하는 경향을 보





**Photo. 1** Microstructure with cooling rate  
 a)  $\Delta t_{8/5}=5$  sec. b)  $\Delta t_{8/5}=80$  sec. c)  $\Delta t_{8/5}=320$  sec. GBF: Grain Boundary Ferrite, WF: Widmanstätten Ferrite, P: Pearlite

였다. 냉각속도 ( $\Delta t_{8/5}$ )가 가장 빠른 5 초인 경우를 보면 퍼얼라이트의 계산된 변태개시온도는 약 525℃이고 베이나이트의 계산된 변태개시온도는



**Fig. 9** CCT curve of calculated and experiment

약 550℃이며 프로그램상의 변태가 모두 완료되는 온도는 약 535℃ 이기 때문에 앞 4.3 절에서 언급하였던 것과 같이 퍼얼라이트는 나타나지 않고 widmanstätten 페라이트나 베이나이트같은 bainitic 페라이트만이 형성된다. 그러나, 실제 HAZ simulation 실험에서는 변태 종료온도가 약 500℃로서 bainitic 페라이트 및 퍼얼라이트가 모두 나타나는 것으로 오차를 보인다. 이는 저온변태상인 bainitic 페라이트(widmanstätten, 베이나이트)의 Avrami 변태방정식의 유도과정에서, bainitic 페라이트의 변태 온도 구간인 아주 낮은 온도에서의 등온변태 실험자료가 부족하여 2 차 함수의 형태로 유도되는  $K(T)$ 의 결과값이 저온으로 빨리 냉각될 때 많은 편차를 보임으로서 bainitic 페라이트의 변태속도가 빨라지며 퍼얼라이트의 변태온도에 이르기 전에 최종 변태분율의 합이 1이 되기 때문이다. 그러나, 이러한 오차는 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 느려지면서 줄어들게 되며, 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 10초보다 길어질때부터는 베이나이트의 계산된 변태개시온도가 프로그램상의 변태종료온도보다 낮아지기 때문에 베이나이트는 더 이상 나타나지 않고, polygonal 페라이트와 widmanstätten 페라이트, 그리고 퍼얼라이트의 혼합상으로 나타나며, 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 느려질수록 페라이트와 퍼얼라이트만의 2상 혼합조직으로 그 비율이 거의 모재와 같은 수준으로 근접함을 알 수 있었다. 또한, 실제 HAZ simulation 결과와 마찬가지로 계산에 의해 작성된 CCT curve의 각 변태개시점은 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 빠를수록 그 변태개시온도가 낮아지며 냉각속도( $\Delta t_{8/5}$ )가 느려질수록 변태

개시 온도가 증가하면서 변태소요시간 또한 증가하는 것을 알수가 있다.

### 5. 결 론

재료의 용접시 CGHAZ에서 발생하는 상변태 과정을 computer modeling 하고, 이를 실제 용접부와 같은 조건의 HAZ simulation한 시편을 분석하여 비교하였으며, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 계산에 의해 작성된 CCT curve와 실제 실험에 의한 data를 비교한 결과, 모두 냉각속도 ( $\Delta t_{0.5}$ )가 빠를수록 그 변태개시온도가 낮아지며 냉각속도 ( $\Delta t_{0.5}$ )가 느려질수록 변태개시 온도가 높아지면서 변태소요시간 또한 증가하는 것을 확인할 수가 있었다.

2) 냉각속도에 의한 각 상들의 최종 상분율의 분포는 냉각속도 ( $\Delta t_{0.5}$ )가 느려질수록 bainitic 페라이트(widmanstatten 페라이트, 베이나이트)의 분율이 낮아지며, 프로그램 결과와 실제 HAZ simulation 의 결과가 거의 일치하는 경향을 보였다.

3) 아주빠른 냉각속도 ( $\Delta t_{0.5}$  10초 이하)에서의 상분율의 오차는 다양한 재료(성분, 결정립 크기 등)를 이용, 좀더 많은 양의 등온변태실험을 통하여 더욱 general 하고 정확한 K(T) 값을 구하면 줄일수 있으리라 사료된다.

### 참 고 문 헌

1. D. G. Tecco, M. G. Yamaule : "The Kinetics of Recrystallization and Grain Growth in Weld Heat Affected Zones", Edited S. A. David, J. M. Vitek, International Trends in Welding Science and Technology, Intern. Conf. Prec., USA, (1992), p. 265
2. A. J. R. Loureiro, A. A. Fernandes : "Toughness of CGHAZs of Welds in Q & T Steels", Welding Rearch Supplement, sep, (1994), pp. 225-s
3. Fukuhisa Matsuda, Jinsun Liao : "Toughness Investigation of Weld HAZ Simulated with Single- and Multi- Thermal Cycle for SQV-2A Pressure Vessel Steel",

Welding Research Institute of Osaka Univ. pp. 1

4. H. K. D. H. Bhadeshia : "Modeling of Steel Welds", Materials Sci. and Tech. vol. 8, Feb, (1992), pp. 123
5. H. K. D. H. Bhadeshia, L. E. Svesson, B. Gretoft : "A Model for the Development of Microstructure in Low-Alloy Steel(Fe-Mn-Si-C) Weld Deposits", Acta Metall., vol. 33, No. 7, (1995), pp. 1271
6. D. F. Watt, M. Bibby, J. Goldak : "An Algorithm for Modeling Microstructural Develoment in Weld HAZ", Acta Metall., vol. 36, No. 11, (1998), pp. 3029
7. Yukio Ueda, Hidekazu Murakawa, Yu Luo : "A Computational Model of Phase Transformation for Welding Process", Trans. JWRI, vol. 24, No. 1, (1995), pp. 95
8. E. A. Metzbower, H. K. D. H. Bhadeshia : "Calculation of the Volume Fraction of Phase from Continuous Cooling Curves" pp. 306-310
9. Masato Enomoto : "Prediction of TTT-diagram of Proeutectoid Ferrite Reaction in Iron Alloys from Diffusion Growth Theory", ISIJ International, vol. 32, No. 3, (1992), pp. 297
10. S. Denis, D. Farias, A. Simon : "Mathematical Model Coupling Phase Transformation and Temperature Evolution in Steels", ISIJ International, vol. 32, No. 3, (1992), pp. 316
11. S. Suzuki, G. I. Rees, H. K. D. H. Bhadeshia : "Modeling of Brittle Zones in the HAZ of Steel Welds", Cambridge Univ. pp. 186
12. 권오준, 이경종 외 : "탄소강 열연 강판의 재질 예측", 제 2 회 상변태 심포지엄, 대한금속학회, (1990), pp. 192
13. 권오준, 이경종 외 : "탄소강의 온라인 열연 재질예측 시스템 개발", 대한금속학회지, vol. 30, No. 11, (1990), pp. 1335
14. 최종교 : "일반 고탄소강의 상변태 예측 모델", 제 6 회 상변태 심포지엄, 대한금속학

- 회, (1996), pp. 75
15. M. Avrami : J. Chem. Phys., vol. 7, 1939 pp. 1103, vol. 8, (1940), pp. 212
  16. E. B. Hawbolt, B. Chau and J. K. Brimacombe : "Kinetics of Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel", Metallurgical Trans., vol. 14A, (1983), pp. 1803
  17. E. B. Hawbolt, B. Chau, and J. K. Brimacombe : "Kinetics of Austenite-Ferrite and Austenite-Pearlite Transformations in a 1025 Carbon Steel", Metallurgical Transaction A, vol. 16A, April, (1985), pp. 565
  18. E. Scheil : Arch. Eisenh. u. Metall., vol. 12, (1935), pp. 565
  19. J. W. Cahn : Acta Metall., vol. 4, (1956), pp. 449
  20. M. Umemoto, K. Horiuchi, I. Tamura : Trans., ISIJ, vol. 23, (1983), pp. 690
  21. J. W. Christian : "The Theory of Trans. in Metals and Alloys", 2nd edit. Pergamon, Hungary, (1975), p. 58
  22. K. Esaka, J. Wakida, M. Takahashi, O. Kawano : 製鐵研究, No. 321, (1986), pp. 92
  23. F. B. Pickering : "Physical Metallurgy and the Design of Steels", Applied Science Publishers, (1978), pp. 63
  24. 失田 浩 : 塑性と加工, vol. 28, (1987), pp. 316-413
  25. 齊藤 良行 : "熱間加工のSimulationとAusteniteの變態", 日本鐵鋼協會, (1985), pp. 72
  26. Kenneth Easterling : Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, London, (1983), p. 104-155