

용접 열영향부 미세조직 및 재질 예측 모델링:
V. 저합금강의 초기 오스테나이트 결정립크기 및 냉각 속도의 영향을
고려한 용접 열영향부 상변태 모델

김상훈* · 문준오* · 이윤기* · 정홍철** · 이창희*†

*한양대학교 신소재공학부

**POSCO 기술연구원 강재솔루션그룹

**Prediction Model for the Microstructure and Properties in Weld Heat Affected Zone:
V. Prediction Model for the Phase Transformation Considering the Influence of Prior Austenite
Grain Size and Cooling Rate in Weld HAZ of Low Alloyed Steel**

Sanghoon Kim*, Joonoh Moon*, Yoonki Lee*, Hongchul Jeong** and Changhee Lee*†

*Div. of Mater. Sci. and Eng., Hanyang Univ., 17 Haengdang-dong, Seongdong-gu, Seoul 133-791, Korea

**POSCO Technical Research Lab, 1, Geodong-dong, Nam-gu, Pohang, Kyeongbuk 790-785, Korea

†Corresponding author : chlee@hanyang.ac.kr

(Received March 11, 2010 ; Revised April 8, 2010 ; Accepted May 3, 2010)

Abstract

In this study, to predict the microstructure in weld HAZ of low alloyed steel, prediction model for the phase transformation considering the influence of prior austenite grain size and cooling rate was developed. For this study, six low alloyed steels were designed and the effect of alloying elements was also investigated. In order to develop the prediction model for ferrite transformation, isothermal ferrite transformation behaviors were analyzed by dilatometer system and ‘Avrami equation’ which was modified to consider the effect of prior austenite grain size. After that, model for ferrite phase transformation during continuous cooling was proposed based on the isothermal ferrite transformation model through applying the ‘Additivity rule’. Also, start temperatures of ferrite transformation were predicted by A_{F3} considering the cooling rate. CCT diagram was calculated through this model, these results were in good agreement with the experimental results. After ferrite transformation, bainite transformation was predicted using Esaka model which corresponded most closely to the experimental results among various models. The start temperatures of bainite transformation were determined using K. J. Lee model. Phase fraction of martensite was obtained according to phase fractions of ferrite and bainite.

Key Words : Phase transformation, Avrami equation, Prior austenite grain size, Heat affected zone, Modelling

1. 서 론

구조물의 제작을 위해서 사용되는 강재는 요구되는 특성과 강재가 사용되는 환경에 적합하게 개발된다. 더욱이 최근에는 구조물이 대형화, 고강도화 됨에 따라 안정성에 대한 요구가 커지고 있는 실정이다. 그러나

구조물의 제작을 위해서 강재는 용접 공정을 필수적으로 거치게 되고, 그에 따라 용접부는 극심한 열 사이클에 영향을 받아 모재와는 전혀 다른 특성을 가지게 된다. 그 중 용접 열영향부는 용접금속 주위로 고상 변태가 일어나는 부분으로 용접 열 사이클에 의해 다양한 상변태 과정을 거쳐 다양한 형태의 미세조직을 가지게

된다. 특히 용접선 근처의 CGHAZ (Coarse-grained HAZ)는 높은 최고온도에 의해 결정립의 성장 및 경한 조직의 생성에 의해 인성의 저하가 주로 나타나는 부분으로 미세조직의 제어가 필요한 부분이다¹⁾.

이러한 요구에 의해 본 연구에서는 지난 연구들²⁻⁴⁾에 이어 용접 열영향부에서의 상변태 거동에 대한 연구를 수행하였으며, 그 결과를 바탕으로 초기 오스테나이트 결정립크기 및 냉각 속도의 영향을 고려한 용접 열영향부 상변태 모델을 제시하고자 하였다.

용접 후 발생하는 열영향부의 미세조직은 용접 공정 중 열 사이클에 의한 오스테나이트의 가열, 냉각 시 발생하는 상변태 현상에 의해서 결정되며, 이러한 상변태는 핵생성 및 성장, 그리고 입자 성장에 따른 충돌 현상에 의해 결정된다. 이러한 상변태 전반에 걸친 현상을 가장 잘 나타내 주는 것으로 Avrami 식이 알려져 있으며^{5,6)}, 따라서 본 연구에서는 Avrami 식을 이용하여 등온변태 모델을 작성하였다. 그러나 실제 용접 공정은 연속 열 사이클을 거치게 되며, 이러한 연속 냉각 중의 상변태 모델을 작성하기 위해 Avrami 식을 이용하여 작성한 등온변태 모델에 가산법칙을 적용하였다. 또한 더욱 정확한 상변태 모델을 위해 초기 오스테나이트 결정립크기 및 냉각 속도의 영향에 대한 영향을 고려하여 모델을 작성하였으며, 이를 바탕으로 작성된 모델을 이용하여 용접 열영향부의 상분율을 예측하였다.

2. 실험 방법

2.1 모재 화학성분 및 미세조직

본 연구를 위해 저합금강 성분 범위에 해당하는 시험합금을 설계하고 진공유도 용해 후 균질화 열처리 및 단조 처리를 통해 제작하였다. 시험합금의 성분은 Table 1에 나타내었다.

Table 1에 나타난 바와 같이 페라이트 변태 거동에 미치는 C와 Mn의 영향을 살펴보기 위해 Si의 함량은 0.14%로 고정하고, C와 Mn의 함량을 조절하였다. C는 0.05부터 0.15wt%까지 0.05wt% 간격으로, Mn은 1.0과 1.5wt%로 변화시켰다.

제작된 시험 합금의 미세조직은 Fig. 1에 나타난 바와 같이 합금원소의 변화와 무관하게 모든 시편에서 페라이트와 펄라이트 조직으로 구성되어 있음을 확인할 수 있었으며, C와 Mn이 증가함에 따라 펄라이트의 분율이 증가함을 확인할 수 있었다. 시험 합금의 경도값은 측정 결과 120~160Hv를 나타냈으며, 경도값은 합금원소의 증가에 따른 펄라이트 분율 증가에 따른 것으로 판단된다.

2.2 등온변태 실험

등온변태 실험은 Dilatometer 장비를 이용하여 수행되었으며, 등온변태 실험의 열사이클을 Fig. 2에 나타내었다. 이때 등온변태 실험 온도 구간은 각 합금의 A₃ 온도와 Thermo-Calc.를 이용하여 계산된 온도를 고려하여 780℃부터 620℃까지 20℃ 간격으로 정하였다. 또한 각 온도에서 페라이트 변태가 완전히 이루어

Table 1 Chemical compositions of experimental steels (wt%)

Alloys	C	Si	Mn	P	S
A	0.046	0.137	0.99	<0.002	<0.002
B	0.102	0.141	1.07	<0.002	<0.002
C	0.142	0.137	1.05	<0.002	<0.002
D	0.054	0.136	1.59	<0.002	<0.002
E	0.102	0.138	1.60	<0.002	<0.002
F	0.151	0.139	1.61	<0.002	<0.002

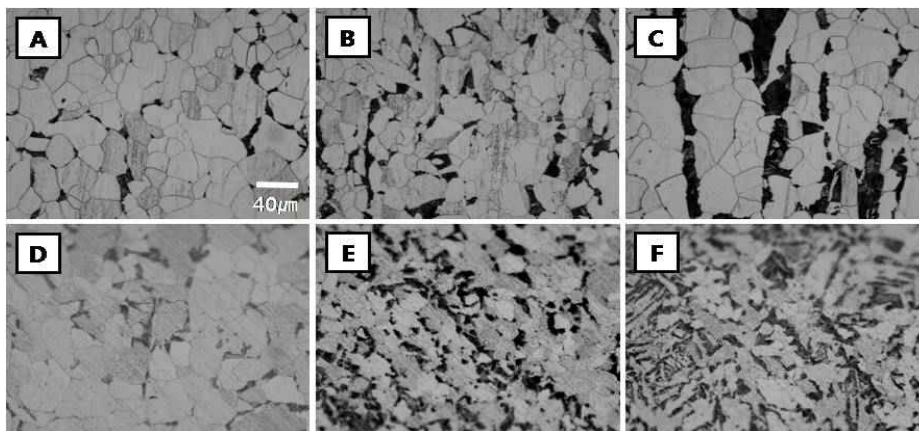


Fig. 1 Optical micrographs for base metal

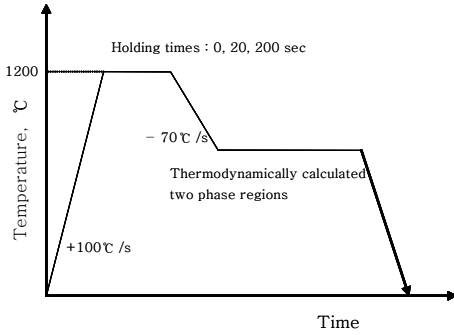


Fig. 2 Thermal cycle for isothermal heat treatment

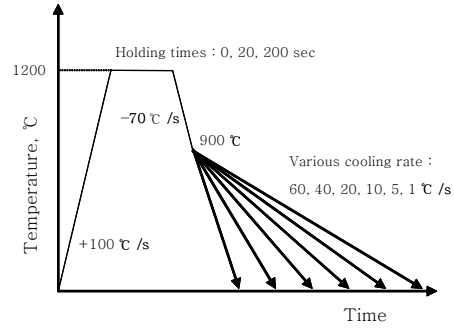


Fig. 3 Thermal cycle for continuous cooling heat treatment

Table 2 Etching solutions for observation of microstructure

	Solution
AGS	4% picral solution (100mL) + HCl (1mL)
Microstructure	Ethanol (100mL) + Nitric acid (3mL)
	1. Na ₂ S ₂ O ₅ (1g) + distilled H ₂ O (100ml) 2. dry picric acid (4g) + ethanol (100ml) ⇒ Etched with mixture of 50% 1 solution and 50% 2 solution

지도록 하기 위해 등온 유지시간은 3000초로 하였다. 그리고 초기 오스테나이트 결정립 크기의 영향을 고려하기 위해 최고온도인 1200°C에서의 유지시간을 각각 0, 20, 200초로 달리하여 초기 오스테나이트 결정립의 크기를 조절하였다. 그 결과 각 유지시간에 따른 초기 오스테나이트 결정립의 크기는 합금성분에 관계없이 평균적으로 90, 150, 310 μ m를 가졌다.

초기 오스테나이트 결정립 크기 및 등온 변태 조직에 대한 광학현미경 및 SEM관찰을 위해 각 시편은 기계적 연마 후 관찰 목적에 맞는 부식액을 적용하여 관찰하였다. 이때 사용된 부식액을 Table 2에 나타내었다. 특히 세 번째 부식액의 경우 Le Pera에 의해 소개된 부식액으로 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트의 구분을 위하여 사용되었으며⁷⁻⁹⁾, 이를 이용하여 최종 열처리 후의 상분율을 측정하였다.

초기 오스테나이트 결정립 크기의 분석은 Image analyzer(Image-Pro Plus)를 사용하였으며 결정립의 형상을 구형으로 가정하여 등가의 지름을 측정하였다.

2.3 연속냉각 열처리 실험

제작된 시험 합금의 연속냉각 실험 또한 dilatometer를 이용하여 수행하였다.

연속냉각 실험을 수행한 이유는 다음과 같다. 첫째, 실 용접부를 다양한 열사이클에 대해 모사하고 이에 따

른 상분율 및 기계적 성질을 작성한 모델에 의해 예측된 값들과 비교하여 모델의 신뢰도를 확인하기 위함이다. 둘째, 본 연구에 적용된 분석방법의 경우 잠복기를 고려하지 않아 변태 시작온도를 결정하기 위해 IRSID 모델¹⁰⁾을 이용하였다. 이때 IRSID모델을 통해 변태시작 온도를 결정하기 위해서는 다양한 용접 열사이클에서의 냉각속도에 따른 변태시작 온도(A_{β})가 필요한데 이를 구하기 위해 연속냉각 실험이 수행되었다.

연속냉각 실험의 열사이클을 Fig. 3에 나타내었다. 연속냉각 실험의 경우에도 초기 오스테나이트 결정립 크기의 영향을 고려하기 위해 등온변태 실험과 마찬가지로 최고온도에서의 유지시간을 달리하여 초기 오스테나이트 결정립의 크기를 조절하였다. 다양한 용접 열사이클의 경우 Rosenthal's equation을 이용하여 계산하였으며, 냉각 속도는 Δt_{8-5} 의 평균 냉각 속도를 이용하였다. 또한 초기 오스테나이트 결정립 크기의 영향을 좀 더 정확하게 고려하기 위해 최고온도인 1200°C에서 900°C까지는 70°C/sec로 급랭하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 등온변태 거동 분석

서론에서 언급한 것과 같이 등온변태에 대한 속도론적 모델로 주로 Avrami 방정식이 사용되고 있다. 본 연구에서는 이러한 Avrami 방정식의 적용성을 높이기 위해 합금원소의 영향과 초기 오스테나이트 결정립 크기의 영향을 포함하는 Avrami 방정식을 이용하여 페라이트 등온변태 거동을 분석하였다. 이러한 Avrami 방정식은 다음의 Eq. (1)과 같이 나타낼 수 있다.

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

여기서, d_v 는 초기 오스테나이트 결정립 크기를 나타내

며, m 은 핵 생성처와 변태 모드를 따라 변하는 것으로 알려져 있다.

Avrami 방정식을 이용하여 변태 거동을 예측하는 경우 중요한 세 가지의 상수 n , m 및 K 의 결정을 통해 모델을 작성하게 되며, 이는 실험을 통해 얻어진 데이터를 통해 구하게 된다.

3.1.1 Reaction constant, n

반응상수, n 은 핵 생성 및 성장 모드, 성장 차수 (growth dimension) 및 핵 생성처와 관계 있는 인자이다. 이러한 반응상수, n 은 등온변태 실험을 통해 얻은 데이터를 이용하여 $\ln[\ln(1/(1-X))]$ vs. $\ln t$ 의 형태의 그래프를 작성하고 이 때 그래프에 나타난 직선의 기울기를 통해 n 값을 얻을 수 있다. 대표적인 예로 Fig. 4에 B시편 AGS1(90 μ m)의 경우에 대해 나타내었다. 그러나 Fig. 4에서 볼 수 있듯이 실험데이터의 경우는 변태 후반으로 가면서 직선형 거동에서 이탈하고 있음을 알 수 있는데 이는 Avrami 방정식이 기본적으로 일정한 핵 생성 속도와 성장 속도를 가정하고 있으며, 이러한 가정에 의해 변태 과정 중에 발생하게 되는 합금원소의 분배에 따른 성장 속도 및 핵 생성 속도의 변화가 무시되기 때문으로 생각된다. 그러나 Avrami 방정식의 경우 등온변태 거동의 정량화가 용이하고, 전체적인 등온변태 거동에 대한 재현성이 우수하기 때문에 널리 적용되고 있다.

이러한 방법을 이용하여 등온변태 데이터에 대한 반응상수, n 을 얻을 수 있으며 모든 변태 온도와 오스테나이트 결정립 크기 조건에 대한 분석 결과를 Fig. 5에 나타내었다. Fig. 5를 살펴보면 반응상수 값이 상수가 아닌 온도의 함수로 표현될 수 있음을 알 수 있다. 이러한 경향에 대해 기존의 연구에서는 페라이트의 변태 온도에 따른 morphology변화가 원인이라고 보고 되고 있으며¹¹⁾, 본 연구를 통하여서도 이러한 결과를 확인할 수 있었다. 즉 등온변태 온도의 감소에 따라 페라이트의 형태가 polygonal 페라이트에서 Widmanstätten

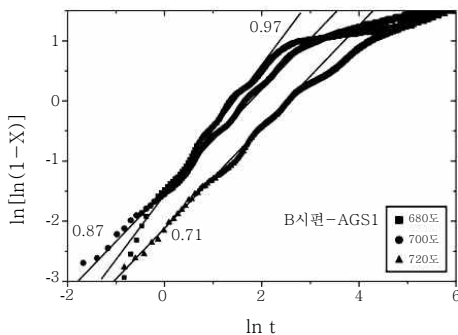


Fig. 4 Ferrite fraction plotted in terms of $\ln[\ln(1/(1-X))]$ against $\ln t$ for alloy B

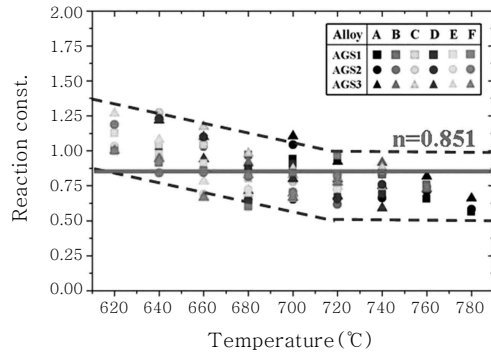


Fig. 5 Reaction constants with transformation temperature, grain size and alloy

페라이트의 형태로 변화됨을 확인할 수 있었는데, 이 때 페라이트 형태에 따른 핵생성 및 성장차수의 변화가 반응상수가 온도의 함수로 표현이 되는 원인이 된 것으로 생각된다. 이러한 등온변태 온도에 따른 페라이트 형태 변화를 Fig. 6을 통해 확인할 수 있다. 그러나 본 연구에서는 반응상수의 값을 온도의 함수가 아닌 상수로 취급하였고, 이 때 반응상수의 값은 0.851을 가졌다. 이처럼 반응상수가 온도의 함수로 나타남에도 불구하고 본 연구에서 상수로 취급한 이유는 본 연구에 사용된 데이터 분석법의 경우에는 이후에 계산을 통해 얻어지는 속도상수, K 값을 통해 반응상수의 값이 보정되기 때문이며, 이러한 결과는 온도에 함수로 표현한 반응상수 값을 이용한 경우와 상수로 취급한 반응상수를 이용한 경우의 모델을 각각 작성하고 그 결과를 비교하여 얻은 결과가 차이가 없음을 확인하였다.

3.1.2 Austenite grain size factor, m

초기 오스테나이트 결정립의 크기는 상변태의 속도에 큰 영향을 미친다. 이러한 영향을 고려하기 위해 본 연구에서는 초기 오스테나이트 결정립 크기 인자를 고려한 Avrami 방정식을 이용하였다. Eq. (1)의 초기 오스테나이트 결정립 크기 인자, m 은 결정립 크기에 따른 변태 거동의 분석을 통해 구할 수 있다. Eq. (1)은 식의 재배열을 통해 다음과 같은 Eq. (2)를 얻을 수 있으며, 앞서 분석된 반응상수와 변태 분율에 대한 실험데이터를 통해 m 값을 구할 수 있다.

$$-n \ln t = m \ln d_\gamma + \ln K - \ln \ln(1/(1-X)) \quad (2)$$

Eq. (2)를 통해 m 을 구하기 위해 결정립 크기에 따른 변태 거동을 $n \ln t$ vs. $\ln d_\gamma$ 형태의 그래프로 나타내면 이때 얻어지는 직선의 기울기를 통해 m 값을 얻을 수 있다. 여기서 t 는 50% 페라이트 변태가 일어난 시간을 이용하였으며, 모든 합금에 대한 분석결과를 Fig. 7

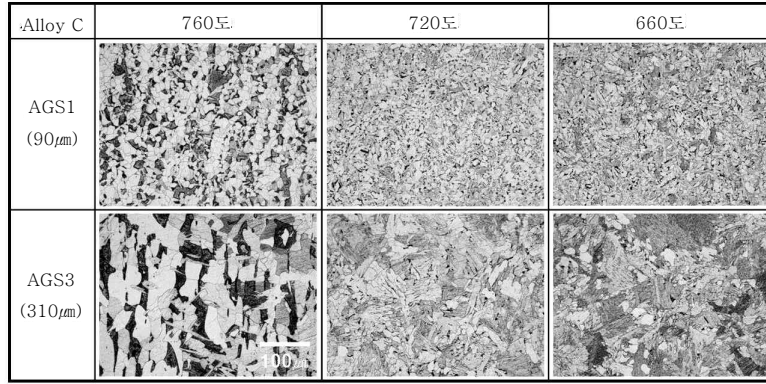


Fig. 6 Change of ferrite morphology by variation of isothermal transformation temperature

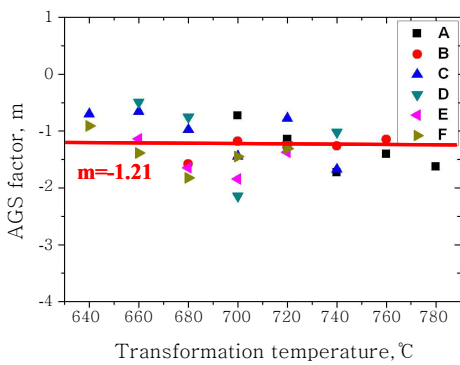


Fig. 7 Austenite grain size factor, m

Table 3 Representative references of m value for ferrite transformation

Author	Austenite grain size factor (m)
Lee et al. [11]	- 1.54
Campbell et al. [12]	- 1.16
Samarasekera et al. [13]	- 1.05

에 나타내었다.

변태 온도와 합금 조성에 따라 약간의 차이는 있지만, m값은 평균 -1.21을 가졌다. 이러한 음의 결정립 크기 영향 지수는 초기 오스테나이트 결정립이 커질수록 페라이트의 변태 속도가 늦어지는 것을 의미하며 다음 Table 3에 정리한 기존의 연구결과와 유사하였다(11-13).

참고로 다른 상에 대한 m값의 경향을 살펴보면 펄라이트 변태의 경우에도 페라이트 변태와 비슷한 경향을 가지나, 베이나이트 변태의 경우에는 결정립 크기 변화에 따른 변태 속도의 상이한 영향에 따라 다양한 결과가 존재하며¹⁴⁻¹⁸⁾, 오스테나이트 결정립 크기의 영향이 페라이트나 펄라이트에 비해 상대적으로 작은 것으로

알려져 있다.

3.1.3 Rate constant, K

앞에서 반응상수와 오스테나이트 결정립 크기 인자는 분석을 통해 변태 온도와 합금 조성에 무관한 상수로 얻을 수 있었다. 그러나 실제 각각의 분석 과정에서 나타났듯이 상수로 취급하였던 인자들과 실제 분석 값 사이에는 차이가 존재한다. 이러한 이유로 등온변태 모델의 정확성을 높이기 위해서는 보정이 필요하며 앞에서 언급했던 것처럼 속도상수, K를 통해 보정된다.

속도상수, K를 구하기 위해서 Eq. (1)을 속도상수에 대해 정리하면 다음과 같은 형태의 식을 얻을 수 있다.

$$K = \frac{1}{d_y^m \cdot t^n} \ln\left(\frac{1}{1-X}\right) \tag{3}$$

K값 역시 앞서 구해진 m과 마찬가지로 앞에서 얻어진 반응상수와 오스테나이트 결정립 크기 인자의 값과 특정 분율에 도달하는 변태 시간에 대한 실험 데이터를 이용하여 구할 수 있다. 이때 변태 시간은 페라이트 변태가 10, 50, 90%에 도달하는 시간을 이용하였다. Fig. 8에 각 실험 데이터로부터 구해진 K값을 나타내었다.

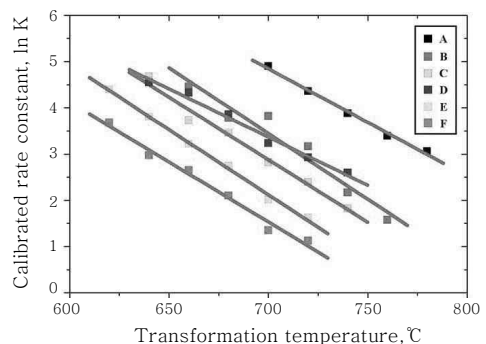


Fig. 8 Rate constant, K

Table 4 Coefficients for rate constant

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

$$\ln K = A + BT$$

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

위의 Fig. 8에서 볼 수 있듯이 합금 원소가 첨가됨에 따라 $\ln K$ 값이 감소함을 알 수 있으며, 이를 통해 첨가되는 합금 원소의 양이 많아질수록 페라이트 변태가 늦춰짐을 알 수 있다.

또한 위에서 얻은 K값을 변태 온도와 합금 원소에 따른 영향을 정량적으로 포함하는 값으로 나타내기 위해 합금 원소에 따른 선형적 거동을 가정하여 다중회귀 분석을 수행하여 수식화하였다. 이에 대한 결과를 Table 4에 나타내었다.

3.1.4 등온변태 모델

등온변태 실험 결과의 분석을 통해 얻어진 상수로 Avrami 방정식을 완성하고 이를 통해 계산된 페라이트 변태 거동 데이터와 실제 등온 변태 실험을 통해 얻은 페라이트 변태 거동 데이터를 비교하였다. 그 결과가 Fig. 9에 나타나 있다.

위의 그림에서 볼 수 있듯이 예측 결과가 실험 결과와 대체적으로 잘 일치하고 있음을 알 수 있다. 그러나 변태 초기 부분과 변태 후반부의 실험치와 예측치 데이터가 일부 불일치함을 알 수 있는데, 변태 초기 부분의 경우 10% 변태 시간이 짧음으로 인해 오차비율이 크게 나타나기 때문으로 판단된다. 또한 변태 후반부 데이터의 불일치는 Avrami 방정식에서 재현하지 못하는

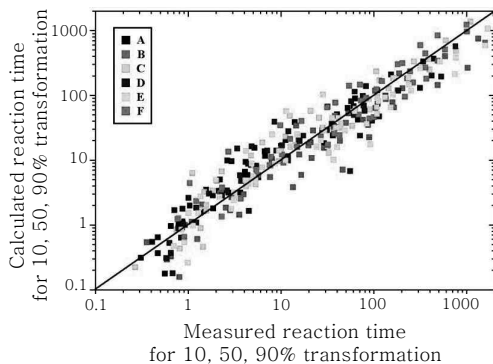


Fig. 9 Comparison of calculated data with experimental data for isothermal transformation

미변태 오스테나이트의 탄소 농축 현상에 의한 성장 속도의 감소를 고려하지 못하기 때문으로 판단된다.

3.2 냉각 중 페라이트 변태 시작온도 (A_{r3}) 예측

본 연구에서 페라이트 변태 시작온도 예측 모델을 작성하는 이유는 앞의 실험 방법에서 잠깐 언급했던 것처럼, 페라이트 변태 모델의 경우 가산법칙을 변태 거동에만 적용하고 변태 잠복기에 대해서는 적용하지 않았기 때문이다.

일반적으로 기존의 연구의 경우 각 상의 변태 시작온도는 가산법칙을 이용하여 변태 잠복기를 고려하거나, 여러 강종에 대해 변태온도를 측정하고 이 값들을 회귀 분석하여 얻는 경우 그리고 열역학적인 계산식을 이용하여 고려하는 경우가 대부분이었다^{14,19-26)}. 그러나 페라이트 변태 시작온도, A_{r3} 의 경우 합금성분, 초기 오스테나이트 결정립의 크기뿐만 아니라 냉각속도에 의해 영향을 받기 때문에 본 연구에서는 이러한 모든 영향을 고려할 수 있는 IRSID모델을 사용하였다¹⁰⁾.

IRSID모델은 각각의 냉각속도에서 변태시작점 A_{r3} 은 1°C/sec의 냉각속도에서의 변태 시작점, A_{r3}^0 와 냉각속도, C_r 과 양의 상수인 α 로 표현되며, 그 식은 다음과 같이 나타난다.

$$A_{r3} = A_{r3}^0 \cdot C_r^{-\alpha} \tag{4}$$

여기서 각 냉각속도에 따른 변태 시작점은 잘 알려진 바와 같이 dilatometer를 이용하여 얻은 데이터를 다음에 나타난 Fig. 10과 같이 도표에 나타낸 후 냉각시 기울기가 변하는 온도를 측정하여 얻었다.

위 식의 양변에 자연로그를 취하면 아래의 식과 같이 표현되며, $\ln A_{r3}$ 를 y축, $\ln C_r$ 을 x축으로 놓게 되면 상수 α 는 연속냉각 변태 실험을 통해 얻어진 데이터를 도표에 나타낸 그래프에서의 기울기로부터 얻을 수 있다.

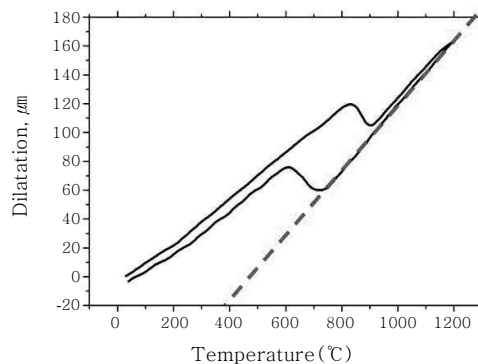


Fig. 10 Change of dilatation curve by temperature

$$\ln A_{r3} = \ln A_{r3}^0 - a \ln C_r \quad (5)$$

그러나 A_{r3} 의 경우 앞에서 언급한 바와 같이 냉각 속도뿐만 아니라 합금 원소 및 오스테나이트 결정립의 크기의 차이에 따라 변하게 된다. 따라서 이러한 IRSID 모델을 합금 원소 및 오스테나이트 결정립의 크기에 따른 함수로 표현하기 위해서는 각 시편 및 각 조건에 따라 얻어진 IRSID 모델의 A_{r3}^0 와 a 를 합금 원소 및 오스테나이트 결정립의 크기에 따른 함수로 표현하는 것이 필요하다. 이를 위해 각 시편의 합금 원소 및 각 오스테나이트 결정립의 크기에 따라 얻어진 A_{r3}^0 와 a 를 합금 원소 및 오스테나이트 결정립의 크기에 따른 영향을 정량적으로 포함하는 값으로 나타내기 위해 다중회귀분석을 수행하여 수식화하였다. 이에 대한 결과를 다음 수식에 나타내었다.

$$A_{r3} = A_{r3}^0 \cdot C_r^{-a}$$

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

$$A_{r3}^0 = -0.05928AGS - 53333.3X_c - 7444.44X_{Mn} + 916.4233 \quad (6)$$

여기에서 AGS는 초기 오스테나이트 결정립 사이즈 (μm), X_c 및 X_{Mn} 은 각각 첨가된 탄소와 망간의 무게분율을 의미한다.

위에서 구해진 IRSID 모델을 통해 계산된 A_{r3} 온도를 실험을 통해 얻은 A_{r3} 온도와 비교한 결과를 다음 Fig. 11에 나타내었다. 대체로 계산된 값과 실험을 통해 얻어진 값이 잘 일치하는 경향을 보이고 있으며, 각 조건에 따라 다소 오차가 나타나는 결과 값들이 있지만 조건에 따른 A_{r3} 온도의 변화를 효과적으로 잘 나타내는 것을 알 수 있다.

다음 Fig. 12는 다른 조건이 일정할 때 입열량에 따른 A_{r3} 값의 변화를 예측한 결과를 보여주고 있다. 그림

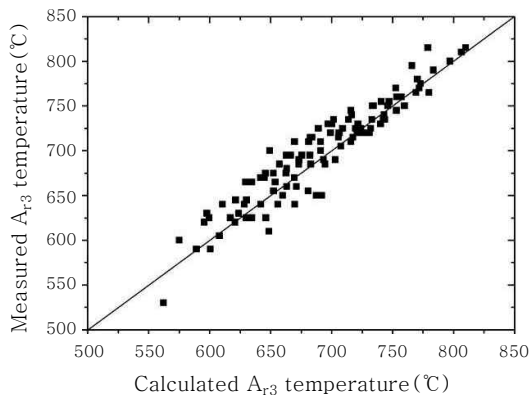


Fig. 11 Reliability of proposed model

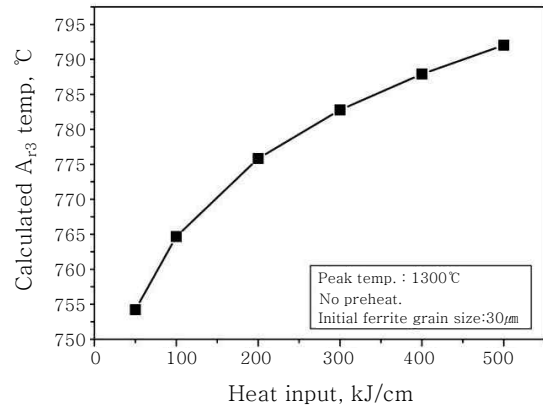


Fig. 12 Calculated A_{r3} temperature with heat input

에서 알 수 있듯이, 입열량이 커질수록 A_{r3} 온도가 증가하는 것을 알 수 있다. 이는 앞의 모델에 나타난 것과 같이 입열량이 커질수록 냉각 속도가 느려지게 되고, 그에 따라 최종적으로 얻어지는 A_{r3} 온도가 증가하는 경향을 잘 보여주고 있으며, 실험을 통해 얻을 수 있는 경향과 잘 일치하는 것을 알 수 있다.

3.3 연속 열사이클 중의 페라이트 변태 예측 모델

페라이트의 연속 변태 거동을 등온 변태 실험을 통해 얻어진 인자들을 통해 예측하기 위해서 가산법칙을 적용하여 계산하였다. 그 결과 중 B 합금에 대한 결과를 Fig. 13에 나타내었다. 실제 용접 시에는 입열량이 변화함에 따라 초기 오스테나이트 결정립의 크기 또한 변하기 때문에 여기에서는 초기 오스테나이트 결정립 크기를 $90\mu m$ 로 고정시킨 후에 각각의 용접 입열량에 따른 냉각 속도를 고려하여 계산하였다. 이때 최고온도는 $1200^\circ C$ 로 하였고, 용접 입열량은 $15\sim 500 kJ/cm$ 까지 여섯 조건에 대하여 예측하였다. 입열량이 증가할수록 냉각속도가 느려지며 따라서 페라이트 변태시작 온도가

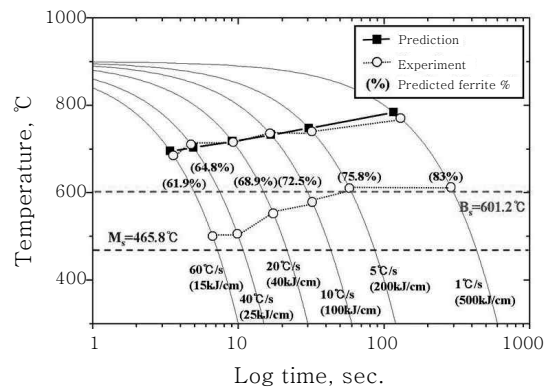


Fig. 13 Calculated CCT curve for alloy B at AGS1

높아짐을 알 수 있다.

페라이트 변태 시작 온도 예측 모델에 의해 예측된 변태 시작 값은 상당히 잘 일치하는 결과를 보이는 것을 확인할 수 있었으며, 각 열사이클에 따라 Lee's model에 의해 계산된 Bs온도까지 변태한 페라이트 량을 표시하였다.

3.4 용접 열영향부 베이나이트 및 마르텐사이트 변태 모델

용접 열영향부에서의 최종 상은 합금 원소의 첨가 및 열사이클의 변화에 따라 페라이트 뿐만 아니라 베이나이트 및 마르텐사이트와 같은 저온상들이 발생하게 된다. 이러한 저온상의 생성은 열영향부의 기계적 특성에 큰 영향을 미치기 때문에 연속 열사이클 중에 발생하는 상변태에 따른 상분율의 예측은 대단히 중요하다.

그러나 본 연구에 사용된 6가지의 합금의 경우 낮은 합금 원소의 함량으로 인해 경화능이 작으며 이러한 이유로 빠른 냉각속도에도 불구하고 등온변태 실험 시 등온변태 온도에 도달하기 전에 페라이트를 형성하게 된다. 따라서 베이나이트에 대한 정확한 등온변태 실험이 어려워 기존에 보고된 모델을 이용하여 페라이트 변태 후에 발생할 수 있는 베이나이트에 대한 상분율을 예측하고자 하였다.

본 연구에서는 Table 5에 정리한 기존의 베이나이트 변태모델^{14,22)} 중 합금 원소 및 오스테나이트 결정립 크기의 효과를 고려한 모델을 선정하고자 하였고, 또한 6가지의 합금 중 합금원소의 함량이 높은 F시편에 대한 등온변태 실험을 통해 가장 타당한 베이나이트 모델을 선정하고자 하였다.

F 시편의 경우 다른 시편에 비해 합금원소의 함량이 높아 등온변태 온도에 도달할 때까지 페라이트 변태가 일어나지 않아 베이나이트 등온변태에 대한 정확한 정보를 얻을 수 있었다. 또한 베이나이트 등온변태 실험은 480~540℃까지 20℃간격으로 수행되었으며, 그 결과를 바탕으로 본 연구와 가장 잘 맞는 기존의 모델을 선정하였다.

Table 5 Empirical models proposed for bainite transformation by other researchers

Author	Proposed model
Umemoto et al.[14]	$n=4.8, m=0.65$ $k=1/(0.086\exp(11700/RT))^n \times \ln(2)$
Esaka et al.[22]	$n=1.4, m=1.08$ $\ln t = 7.77C + 1.27Mn - 0.095T + 8.732$ $\times 10^{-5}T^2 + 0.84\ln d_0 + 19.06$

Fig. 14는 F시편에 대한 베이나이트 등온변태 실험

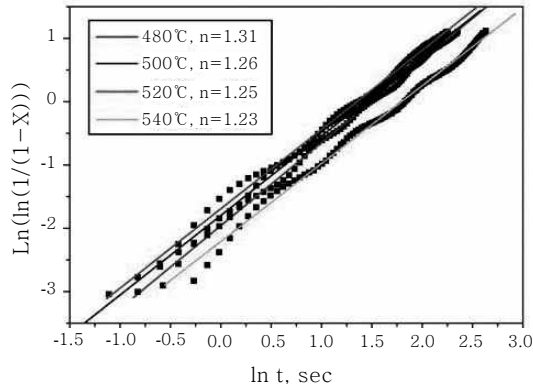


Fig. 14 Bainite fraction plotted in terms of $\ln[\ln(1/(1-X))]$ against $\ln t$ for alloy F

을 통해 구해진 각 등온변태 온도에서의 반응상수 값을 나타내고 있다. 실험을 통해 얻어진 반응상수 값은 평균적으로 1.26을 가짐을 알 수 있었고, 그 값은 여러 기존연구 모델 중 Esaka가 제시한 모델²²⁾과 가장 유사함을 알 수 있었다. 따라서 본 연구에서는 베이나이트 변태의 경우에는 Esaka 모델을 통하여 예측하였다.

마르텐사이트의 경우에는 페라이트 및 베이나이트 변태 분율에 따라 그 분율이 결정되도록 모델을 작성하였다. 우선 페라이트 및 베이나이트 변태 분율이 1이 되는 경우, 당연히 변태는 종료되며 이 때 마르텐사이트의 분율은 0이다. 그러나 페라이트 및 베이나이트 변태 분율이 마르텐사이트 변태 시작온도에 도달했을 때 1이 되지 않는 경우에는 변태하지 않고 남아있는 오스테나이트가 전부 마르텐사이트로 변태한다고 가정하였다.

앞의 페라이트 변태와 마찬가지로 베이나이트 및 마르텐사이트 변태 역시 변태 시작온도가 변태 분율에 중요한 영향을 미친다. 특히 본 연구에서는 베이나이트 변태 시작온도를 페라이트 변태 종료온도로 마르텐사이트 변태 시작온도를 베이나이트 변태 종료온도로 가정하여 모델을 작성하였다. 그러나 본 연구에서는 베이나이트 및 마르텐사이트 변태 시작온도에 대한 실험 및 연구는 따로 수행하지 않았다. 대신 기존 연구자들에 의해 연구된 여러 가지 모델 중 하나를 선정하여 사용하였다. 베이나이트 및 마르텐사이트 변태 시작온도에 대한 기존 연구결과²⁴⁻²⁷⁾들을 Table 6에 나타내었다.

본 연구에서는 베이나이트 변태 시작온도의 경우 K. J. Lee의 모델²⁷⁾을 사용하였다. 그 이유는 K. J. Lee의 모델이 여러 모델들 가운데 가장 최근에 개발되었으며, 본 연구에 사용된 합금과 비슷한 합금 성분을 이용하여 모델이 작성되었기 때문이다. 또한 K. J. Lee의 모델은 열역학에 기반을 두고 다양한 조건에 대해 실험 후, 얻어진 많은 결과 데이터를 회귀분석 하여 얻었다.

Table 6 Empirical equations for transformation temperature by other researchers

Author	Bs temp. (°C)
Steven & Haynes et al.[25]	830-270C-90Mn-27Ni-70Cr
Okada et al.[26]	-208C+216Si-85Mn-37Ni-47Cr+732
K. J. Lee et al.[27]	661.23-321.4C-26.1Mn+4.36Si
Author	Ms temp. (°C)
K. W. Andrews[24]	539-423C-30.39Mn-17.69Ni-12.14Cr
Steven & Haynes et al.[25]	561-474C-33Mn-17Ni-17Cr

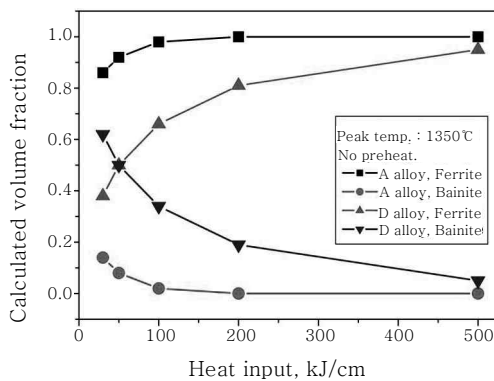


Fig. 15 Calculated volume fraction in the weld HAZ for alloy A and D

따라서 본 연구에 적용 시 K. J. Lee의 모델이 다른 여러 모델들에 비해 훨씬 더 타당한 베이나이트 변태 시작온도를 제시하고 있기 때문에 본 연구에 사용하게 되었다.

마르텐사이트 변태 시작온도의 경우에는 K. W. Andrews의 모델²⁴⁾을 사용하였는데, 이는 K. W. Andrews의 모델이 본 연구에서 고려하고 있는 합금원소들을 고려하고 있으며, 기존 연구자들에 의해 가장 널리 사용되고 있기 때문이다.

다음 Fig. 15는 작성된 모델을 통해 계산된 각 상의 분율을 나타내고 있다. 입열량이 증가할수록 페라이트 분율은 증가하고 베이나이트의 분율은 감소함을 알 수 있다. 또한 합금원소 첨가량이 많은 D시편이 A시편에 비해 베이나이트의 분율이 높은 것을 예측할 수 있다. 마르텐사이트의 경우 두 시편 모두 첨가된 합금원소의 양이 적은 관계로 생성되지 않는 것으로 예측되고 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 다양한 저합금강 성분 범위의 시험합금 제조와 등온변태 및 연속냉각 시험을 통하여 저합금

강의 초기 오스테나이트 결정립크기 및 냉각 속도의 영향을 고려한 용접 열영향부 상변태 모델을 작성하였으며, 그 결과는 다음과 같다.

1) 등온변태 거동 분석을 위하여 Avrami 식을 이용하였으며, 초기 오스테나이트 결정립크기를 고려하기 위하여 초기 오스테나이트 결정립 크기 인자(m)를 Avrami 식에 적용하였다. 분석결과 반응상수 (n)은 0.851, 초기 오스테나이트 결정립 크기 인자(m)는 -1.21를 가지는 것을 확인할 수 있었으며 기존의 연구결과와 유사하였다. 계산된 n, m 값을 이용하여 속도상수(K)를 구하였으며, 이를 바탕으로 등온변태 모델을 작성하였다.

2) 작성된 등온변태 모델에 가산법칙을 적용하여 연속 열사이클 중의 페라이트 변태 예측 모델을 작성하였으며, 냉각 속도의 영향을 고려한 A₃ 값을 통해 페라이트 변태 시작온도를 예측하였다. 이를 실험결과와 비교 분석한 결과 잘 일치함을 확인할 수 있었다.

3) 페라이트 변태 후 베이나이트 변태는 기존의 모델 중 실험결과와 가장 잘 일치하는 Esaka 모델을 이용하여 예측하였으며, 베이나이트 변태 시작 온도는 K. J. Lee의 모델을 이용하였다. 마르텐사이트의 경우에는 페라이트 및 베이나이트 변태 분율에 따라 그 분율이 결정되도록 모델을 작성하였다.

후 기

본 연구는 포스코기술연구원의 재정적인 지원 하에서 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. K. Easterling: Introduction to the physical metallurgy of welding, Butterworths, 1983, 104
2. Jong-Geun Ryu, Joon-Oh Moon, Chang-Hee Lee, Sang-Ho Uhm, Jong-Bong Lee and Woong-Sung Chang: Journal of KWS, 24-1 (2006), 77 (in Korean)
3. Sang-Ho Uhm, Joon-Oh Moon, Hong-Chul Jeong, Jong-Bong Lee and Chang-Hee Lee: Journal of KWS, 24-4 (2006), 323 (in Korean)
4. Joonoh Moon, Sanghoon Kim, Hongchul Jeong, Jongbong Lee and Changhee Lee: Journal of KWJS, 25-2 (2007), 164 (in Korean)
5. W. A. Johnson and R. F. Mehl: Trans. AIME, 125 (1939), 416
6. M. Avrami: J. Chem. Phys., 7 (1939), 1103
7. F. S. Lepera: Metallography, 12 (1979), 263
8. E. Girault, P. Jacques, Ph. Harlet, K. Mols, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt and F. Delannay: Materials Characterization, 40 (1998), 111

9. A. Saha Podder, A. S. Pandit, A. Murugaiyan, D. Bhattacharjee and R. K. Ray: Ironmaking and Steelmaking, 34 (2007), 83
10. B. Debray, P. Teracher and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, 26A (1995), 99
11. C. Lee, S. Uhm, K. Kim, K. Lee and C. Lee: ISIJ international, 41 (2001), 1383
12. P. C. Campbell, E. B. Hawbolt and J. K. Brimacombe: Metall. Trans. A, 22A (1991), 279
13. I.V. Samarasekera, D.Q. Jin and J.K. Brimacombe: 38th MWSP Conference Proceedings, ISS, XXXIV (1997), 313
14. M. Umemoto, K. Horiuchi and I. Tamura: Trans. ISIJ, 22 (1982), 854
15. A. Matsuzaki and H. K. D. H. Bhadeshia: Mater. Sci. Technol., 15 (1999), 519
16. L. W. Graham and H. J. Axon: J. Iron Steel Inst., 191 (1959), 361
17. R. M. Dey: Trans. of the Indian Inst. of Metals, 39 (1986), 169
18. E. V. Konopleva and H. J. McQueen: CIM Bulletin, 90 (1997), 82
19. E. B. Hawbolt, B. Chau and J. K. Brimacombe: Metall. Trans. A, 16A (1985), 565
20. O. Kwon, K. J. Lee, K. B. Kang, J. K. Lee, P. J. Lee, Y. S. Park, E. K. Ro, K. J. Min, J. D. Lee and K. C. Yoo: J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 30-11 (1992), 1335 (in Korean)
21. P. C. Campbell, E. B. Hawbolt and J. K. Brimacombe: Metall. Trans. A, 22A (1991), 279
22. E. Esaka, J. Wakida, M. Takahashi, O. Katano and S. Harada: Seitetsu-Kenkyu, 32 (1986), 92
23. R. A. Grange : Met. Prog., 4 (1961), 73
24. K. W. Andrews : JISI, 7 (1965), 721
25. W. Steven and A. G. Haynes : JISI, 183 (1956), 349
26. T. Kunitake and Y. Okada : Tetsu-to-Hagane, 84 (1998), 137
27. S. H. Lee, J. M. Choi, Y. R. Cho and K. J. Lee : Proceedings of ICASS, Aug. 22-24, (2006), 857