

C-Mn-Mo-Ni강 용접열영향부의 석출물을 고려한 오스테나이트 결정립 성장 거동 예측

서영대* · 엄상호* · 이창희* · 김주학** · 홍준화**

*한양대학교 신소재공학부, 철강공정 및 응용연구소

**한국원자력연구소

Austenite Grain Growth Prediction Modeling of C-Mn-Mo-Ni Steel HAZ Considering Precipitates

Youngdae Seo*, Sangho Uhm*, Changhee Lee*, Joohak Kim** and Junhwa Hong**

*Division of Materials Science and Engineering, Research Institute of Steel Processing & Applications, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

**Nuclear Materials Technology Development Team, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 305-353, Korea

Abstract

A metallurgical model for the prediction of prior austenite grain size considering the dissolution kinetics of M_3C precipitates at the heat affected zone of SA508-cl.3 was proposed. The isothermal kinetics of grain growth and dissolution were respectively described by well-known equation, $dD/dT = M(\Delta F_{eff})^m$ and Whelan's analytical model. The isothermal grain growth experiments were carried out for measure the kinetic parameters of grain growth. The precipitates of the base metal and the specimens exposed to thermal cycle were examined by TEM-carbon extraction replica method.

The model was assessed by the comparison of HAZ simulation experiments and showed good consistencies. However, there was no difference between the model considering and ignoring M_3C precipitates. It seems considered that pinning force exerted by M_3C precipitates was lower than driving force for grain growth due to large size and small fraction of precipitates, and mobility of grain boundary was low in the lower temperature range.

(Received March 4, 2002)

Key Words : Metallurgical modeling, Grain growth kinetics, Precipitates, Dissolution, Heat affected zone

1. 서 론

일반적으로 용접 공정을 거치게 되면, 극심한 열 사이클에 의해 모재와는 전혀 다른 미세 조직 및 기계적 성질을 보이는 열 영향부가 형성되며, 이러한 국부적인 성질 변화에 따라 구조물의 안정성이나 수명이 큰 영향을 받게 된다^{1,2)}. 따라서, 열 영향부의 미세 조직 예측을 통한 특성 변화의 예측이 가능하다면, 재료 선택, 용접 조건 설정 등에 있어 시간적, 경제적 효율이 향상될 것이다.

용접 열 영향부의 미세 조직을 예측하기 위해서는 냉각 사이클시 발생하는 상변태 현상 뿐만 아니라, 인성

저하, 냉간 균열, 재가열 균열 등에 영향을 미치는 초기 오스테나이트 결정립 성장에 대한 연구가 필요하다^{1,3)}. 또한 일반적으로 용접에 따른 가열 속도는 200-300°C/s로 매우 빠르며, 따라서, 석출물 용해 온도의 과열(superheating)이 발생하게 되어, 평형 상태보다 고온까지 석출물이 존재하게 된다. 이러한 석출물은 결정립 성장을 억제하는 작용을 하므로, 결정립 성장에 대한 석출물의 영향을 고려해야 한다.

본 연구에서는 간단한 Rosenthal 방정식¹⁾을 이용하여 용접 입열량에 따른 열 사이클을 계산하고, 대표적인 원자로 압력 경계 재료인 SA508-cl.3를 이용하여 용접 열 사이클 동안의 석출물의 거동과 이에 따른 오스테나이트 결정립 크기 변화를 예측하고자 하였다.

2. 이론적 배경

일반적으로 등은 결정립 성장 거동은 다음과 같이 표현된다⁴⁾.

$$D = kt^n \quad (1)$$

여기서, D 는 평균 결정립 크기이며, t 는 시간을 의미한다. 그리고, k 와 n 은 각각 속도상수와 시간지수로, 등은 결정립 성장 실험에 의해 측정될 수 있다. 이러한 상수의 물리적 의미를 파악하고자 많은 연구가 진행되었으며, 이로부터, k 와 n 은 결정립 크기에 무관하고 단지 재료와 온도의 함수임이 보고되었다^{5,6)}.

한편, Rath 등^{7,8)}에 의하면 결정립 성장은 계면 에너지 감소를 구동력으로 하는 계면의 이동으로 취급될 수 있으며, 결정립 성장 속도, V 는 결정립계의 운동도(mobility), M 과 구동력(driving force), ΔF 의 함수로 표현된다.

$$V = \frac{dD}{dt} = M(\Delta F)^m \quad (2)$$

여기서, m 은 구동력 지수(driving force exponent)이다. 한편, 결정립 성장에 대한 구동력은 평균 결정립 크기와 계면 에너지의 함수로 나타낼 수 있으며, 이로부터 식 (2)는 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$V = \frac{dD}{dt} = M \left[c_1 \frac{\gamma}{D} \right]^m = M^* \left[\frac{1}{D} \right]^m \quad (3)$$

여기서, c_1 은 비례상수이며, γ 는 계면에너지를 의미한다.

한편, 식 (1)의 등은 결정립 성장 방정식을 시간에 따라 미분하고 시간 항을 소거하면 다음과 같이 식 (3)과 동일한 형태로 표현될 수 있다.

$$\frac{dD}{dt} = nk^{1/n} \left[\frac{1}{D} \right]^{(1/n)-1} \quad (4)$$

이로부터 식 (3)의 구동력 지수, m 과 운동도에 대한 상수 M^* 은 실험적으로 측정이 용이한 시간 지수 n 과 속도 상수 k 와 다음과 같은 관계를 가짐을 알 수 있다.

$$\begin{aligned} m &= (1/n) - 1 \\ M^* &= nk^{1/n} \end{aligned} \quad (5)$$

한편, 석출물에 의한 pinning 효과는 Zener⁹⁾에 의

해 최초로 이론화되었으며, 결정립 성장에 대한 구동력 즉, 계면에너지 감소에 대한 저항력으로 취급된다. 이러한 석출물이 존재하는 경우에서의 결정립 성장 속도는 다음과 같이 표현된다.

$$\frac{dD}{dt} = M \cdot \left[c_1 \frac{\gamma}{D} - c_2 \gamma \frac{f}{r} \right]^m = M^* \cdot \left[\frac{1}{D} - \frac{1}{k_Z} \frac{f}{r} \right]^m \quad (6)$$

여기서, c_2 는 비례상수이며, f 와 r 은 각각 석출물의 분율과 크기, k_Z 는 Zener 계수(coefficient)를 나타낸다. 우변의 대괄호 안의 첫째 항은 결정립 성장에 대한 구동력, 둘째 항은 석출물에 의해 작용되는 pinning force를 의미한다. 초기 Zener 모델에서는 $k_Z = 4/3$ 으로 보고되었으나, 적용되는 모델에 따라 다양한 값으로 정의된다. 실제로 저합금강의 경우 0.32에서 0.93 사이의 값을 보이며, 평균적으로 0.52에 근사한 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 따라서, 본 연구에서는 석출물의 pinning 효과에 대한 지수인 k_Z 를 0.52로 가정하였다.

식 (6)에서 보듯이 석출물의 pinning force는 석출물의 크기와 분율에 의해 결정되며, 이러한 석출물의 크기와 분율 변화에 영향을 주는 현상으로 중요한 것이 입자의 조대화(coarsening)와 용해(dissolution)이다. 두 현상의 명확한 경계는 없지만, 일반적으로 조대화는 석출물의 평형 용해 온도보다 낮은 온도 범위에서 일어나며, 용해는 높은 온도 범위에서 발생하는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾.

입자의 조대화는 전체 계의 계면 에너지 감소를 구동력으로 하며, 기지를 통한 체적 확산에 의해 좌우되며, cubic growth law를 따르는 것으로 보고되고 있다^{11,12)}. 반면, 용해는 변태에 따르는 자유에너지 변화를 구동력으로 하며, 입자와 계면이 항상 일정한 상태(stationary)라는 가정으로부터 등온에서의 구형 입자의 확산 속도에 대한 식으로 다음과 같이 표현된다¹³⁾.

$$r^2 = r_0^2 - 2\alpha D_m t \quad (7)$$

여기서, α 는 무차원과포화(dimensionless supersaturation), D_m 은 구성 원소의 확산 계수를 나타낸다. α 는 확산 속도를 지배하는 구성 원소의 석출물/기지 계면에서의 평형 농도와 석출물의 농도의 비로 표현될 수 있다. 한편, 용해에 의한 석출물의 분율 변화는 다음과 같이 시간의 함수로 표현될 수 있다¹⁴⁾.

$$f = f_0 \left[1 - \frac{2\alpha D_m t}{(r_0)^2} \right]^{3/2} \quad (8)$$

3. 결정립 성장 모델

앞서 보인 방정식들은 등은 조건하에서의 결정립 성장과 석출물 거동을 묘사한다. 그러나, 용접 열 사이클과 같은 실제 조업 조건은 연속적인 온도 변화를 보이므로, 위의 등은 방정식들의 직접적인 적용은 불가능하다. 따라서, 등은 방정식들을 실제 조건에 적용하기 위한 방법이 필요하며, 일반적으로 가산법칙이 사용된다. 이러한 가산법칙은 연속적인 온도 변화를 미소의 등은 구간의 합으로 간주하는 것으로 미소 등은 구간에서의 성장량의 합으로 전체적인 열 사이클에서의 성장량을 구하는 방법이다. 이러한 미소 등은 시간동안의 결정립 크기 및 석출물 크기 변화는 다음과 같은 표현할 수 있으며, 각 방정식의 상수는 등은 결정립 성장 실험 및 석출물 거동 관찰을 통해 구할 수 있다³⁾.

$$D = \int_{t_1}^{t_2} M[\Delta F_{eff}]^m dt \quad (9)$$

$$r^2 = (r_0)^2 - 2 \int_{t_1}^{t_2} \alpha D_m dt \quad (10)$$

식 (9)에서 ΔF_{eff} 는 결정립 성장에 대한 진 구동력 (effective driving force)을 나타내는 것으로, 석출물이 존재하지 않는 경우는 결정립 성장에 대한 구동력을, 석출물이 존재하는 경우는 이러한 구동력과 pinning force의 차를 의미한다.

따라서, 작성된 모델은 주어진 입열량 조건에 따른 열사이클이 진행됨에 따라 가정된 미소 등은 시간동안의 결정립 크기 변화를 계산하고, 동시에 석출물 용해에 의한 석출물의 크기와 분율을 계산하고 이를 다시 결정립 크기 변화에 대한 식 (9)에 pinning force 항으로 사용하게 된다. 이와 같은 과정을 전 열사이클 동안 반복함으로써, 최종 오스테나이트의 결정립 크기를 계산하게 된다.

4. 실험 방법

본 실험에 사용된 재료는 원자로 압력경계 재료로 사

용되는 SA508-cl.3로 화학조성은 Table 1과 같다. 등은 결정립 성장 실험 및 용접 열 영향부의 열사이클 모사를 위해 Thermo-mechanical simulator인 Gleeble 1500을 이용하였으며, 변태 온도 측정 및 최고 온도에 따른 석출물 모사를 위해 dilatometer를 이용하였다. Gleeble와 dilatometer 실험을 위해 각각 $\phi 10\text{mm} \times 100\text{mm}$ 와 $\phi 3\text{mm} \times 10\text{mm}$ 의 봉 형태로 시편을 가공하였다.

결정립 성장에 대한 속도론적 상수(kinetic parameters)를 측정하기 위해 Gleeble을 이용하여 등은 결정립 성장 실험을 수행하였다. 등은 결정립 성장 실험 조건은 Fig. 1과 같으며, 900-1350°C의 온도 범위에서 50°C 간격으로 최고 온도(peak temperature)를 설정하여 각 온도에서 1, 20, 60, 120, 300초 동안 등을을 유지하고 상온까지 퀘칭(quenching) 후 결정립 크기를 측정하였다. 또한 각 최고 온도에서의 석출물을 관찰하기 위해 동일 가열 속도로 각 최고 온도까지 가열 후 상온으로 퀘칭하였다.

용접 입열량에 따른 결정립 성장 온도 구간을 결정하기 위해 dilatometer를 이용하여 가열 속도에 따른 변태 온도를 측정하였다. 또한 모델링에 의한 오스테나이트 결정립 크기의 계산 결과와 비교하기 위해 Fig. 2와 같은 열 사이클을 이용하여 용접 열 영향부 재현 실험을 수행하였다. Fig. 2에는 열 영향부 재현 실험에 사용된 입열 조건에서의 평균적인 가열 속도와 냉각속도를 나타내고 있으며, 이는 Rosenthal 방정식을 통해 계산되었다.

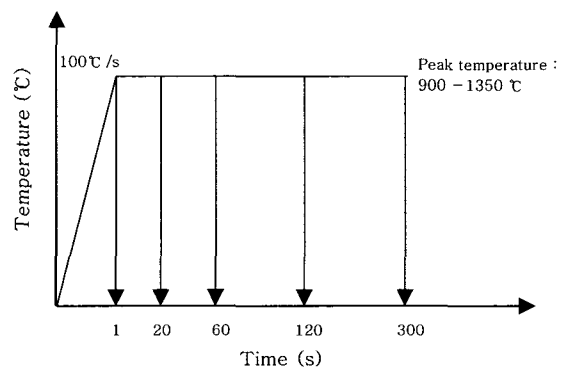


Fig. 1 Schematic thermal cycle for isothermal grain growth tests

Table 1 Chemical compositions of SA508-cl.3

Elements	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cr	V	Al	Cu	Fe
wt%	0.19	0.26	1.34	0.007	0.002	0.86	0.49	0.15	0.005	0.022	0.04	Bal.

모재와 등은 결정립 성장 실험 및 열 영향부 재현 실험 시편을 연마 및 알루미늄 분말을 이용하여 연마한 후 2% nital로 부식시킨 후 광학 현미경 및 SEM을 이용하여 조직을 관찰하였으며, 화상 분석기(image analyzer)를 이용하여 결정립 크기를 측정하였다. 또한 석출물 관찰을 위해 탄소 박막 추출법(carbon thin film extraction replica)을 이용하였다. 시편을 연마하고 acetic acid와 perchloric acid를 9:1로 혼합한 용액에서 1차 에칭시킨 후 탄소 박막을 증착시켰다. 증착된 탄소 박막을 적당한 크기로 나눈 다음 동일한 용액에서 일정한 전압을 걸어 탄소 박막을 분리시켜 TEM을 이용하여 관찰하였다.

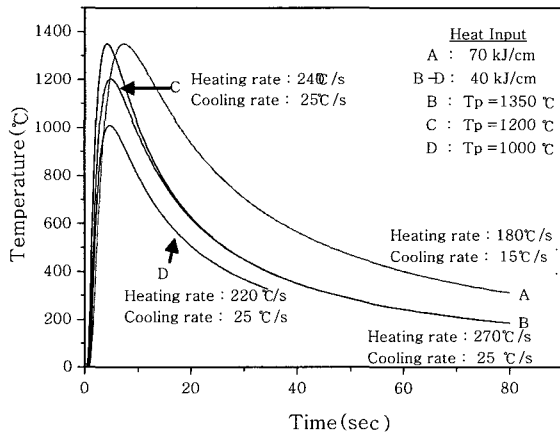


Fig. 2 Illustration of HAZ microstructure simulation thermal cycles

5. 결과 및 고찰

5.1 모재

Fig. 3은 모재에 대한 광학 및 SEM 관찰 결과로서, 래쓰(lath) 경계에 조대한 석출물이 존재하는 템퍼드 베이나이트 조직을 보이고 있다. Fig. 4는 모재의 탄소 박막 추출 시편에 대한 TEM 관찰 결과로서, 타

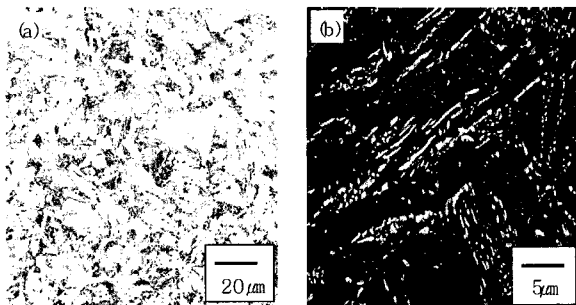


Fig. 3 Microstructures of base metal observed by (a) OM and (b) SEM

원형과 막대형태의 석출물을 관찰할 수 있다. 화상 분석기를 통해 측정된 석출물의 평균 크기는 약 240nm이다. 석출물의 회절 도형 분석과 EDS 분석 결과 사방정(orthorhombic) 구조를 가지는 $(Fe, Mn)_3C$ 형의 탄화물임을 알 수 있다. 재료의 조성으로부터 M_2C 형의 탄화물이 존재할 것으로 예상하였으나, TEM 관찰 결과 거의 발견할 수 없었다. 따라서, 본 연구에서는 결정립 성장에 대한 석출물의 영향으로 $(Fe, Mn)_3C$ 형의 탄화물을 고려하였다.

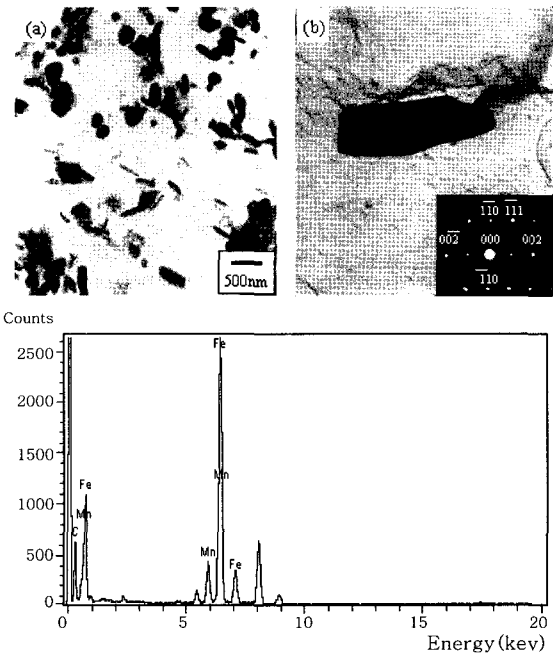


Fig. 4 TEM micrograph of carbon extraction replica of base metal (a) $\times 10000$ - shape and size of precipitates, (b) [110] Diffraction pattern and (c) EDS spectrum of precipitate

5.2 변태 온도 측정 결과

Dilatometer를 이용하여 용접 입열량 즉, 가열 속도에 따른 변태 온도 측정 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 그래프의 x축은 상온으로부터 1100°C까지 가열되는데 걸리는 시간을 나타낸다. Thermo-Calc.를 통해 계산된 SA508-cl.3의 평형 A_3 온도는 약 800°C이지만, 일반적으로 용접에 의한 빠른 가열 속도(약 200-300°C/s)에서는 그래프에서 보듯이 A_3 온도의 상당한 superheating이 발생함을 알 수 있다.

5.3 등은 결정립 성장 실험 결과

결정립 성장에 대한 속도론적 상수인 m , M^* 은 식 (1)의 n , k 와 식 (5)의 관계를 갖는다. 이러한 n 과 k

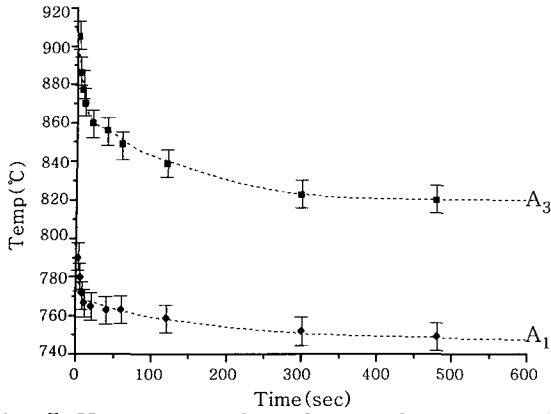


Fig. 5 Heating-time dependences of transformation temperatures

값은 등온 결정립 성장 실험으로 측정된 시간에 따른 오스테나이트 결정립 크기를 $\ln D$ vs. $\ln t$ 의 형태로 나타낸 그래프에 대한 직선 회귀분석으로 쉽게 측정될 수 있다.

Fig. 6은 최고 온도 900, 1000, 1350°C에서의 등온 결정립 성장 실험으로부터 측정된 결정립 크기를 $\ln D$ vs. $\ln t$ 의 형태로 나타낸 것으로, 최고 온도 1350°C의 경우와는 달리 900, 1000°C의 경우, 등온 유지 시간에 따라 기울기로 표현되는 n 값의 변화가 관찰된다. 한편, Fig. 7은 등온 결정립 성장 실험과 동일한 가열 속도(100°C/s)로 최고 온도까지 가열시킨 후 급냉시킨 시편과 모재에 대한 석출물 관찰 결과로 모재에 비해 석출물의 분율과 크기는 감소하였으나, 1000°C까지 석출물이 존재함을 알 수 있다. 한편, 최고 온도 1050°C 이상에서는 더 이상의 석출물이 관찰되지 않았다. M_3C 형의 탄화물의 평형 용해 온도는 Thermo-Calc.를 이용한 결과 약 690°C로 계산되었으나, 100°C/s의 가열 속도를 이용한 등온 결정립 성장 실험에서는 이러한 탄화물의 용해가 평형보다 높은 온도에서 발생함을 알 수 있다. 따라서, Fig. 6(a)와 (b)에서의 기울기의 변화 즉, n 값의 변화는 등온 유지에 따른 탄화물의 용해에 의한 결정립 성장 속도 증가에 기인한 것으로 생각된다. 그러나, 본 연구에서는 결정립 성장 모델을 간단히 하기 위해 이러한 등온 유지 시 n 값의 변화를 무시하고, Fig. 6에서 실선으로 나타낸 것과 같이 직선 형태로 데이터를 회귀 분석하였다. 따라서, 이러한 방법으로 측정된 n 과 k 값은 100°C/s의 가열 속도 조건에서의 결정립 성장에 대한 석출물의 영향을 포함하고 있는 것으로 생각된다.

Fig. 8은 등온 결정립 성장 실험으로부터 측정된 n 과 k 값을 보이고 있다. Fig. 8(a)는 최고 온도에 따른 n 값의 경향으로, 일반적으로 보고^{5,6)}되고 있는 n 값의

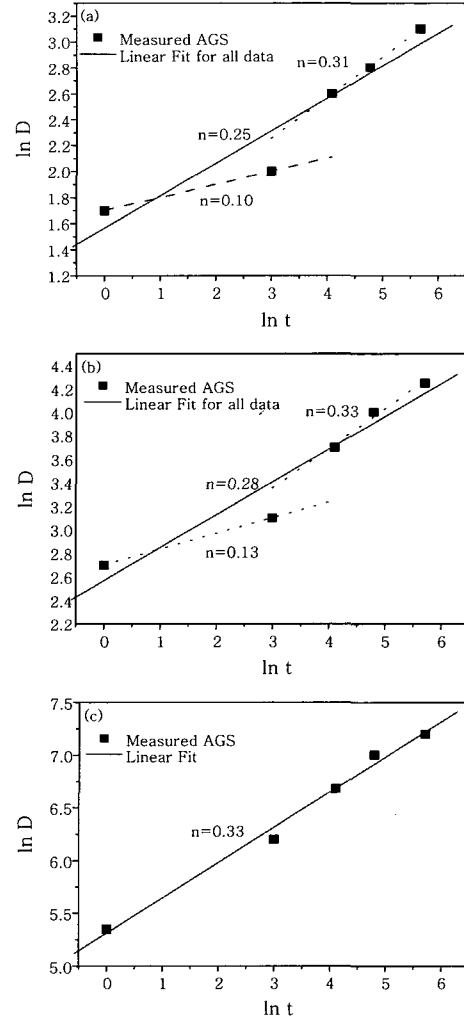


Fig. 6 Time-dependences of time exponent, n at (a) $T_p=900^\circ\text{C}$ (b) and (c) $T_p=1350^\circ\text{C}$

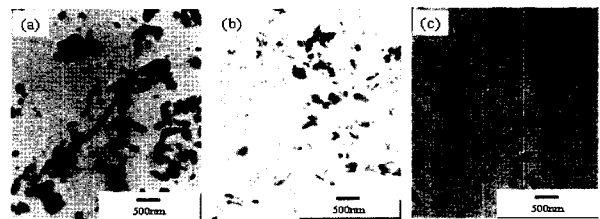


Fig. 7 TEM micrographs of carbon extraction replica for (a) base metal, (b) $T_p=900^\circ\text{C}$ and (c) $T_p=1000^\circ\text{C}$

범위인 0.1과 0.4사이에 존재하며, 온도에 따라 증가하는 경향을 보인다. 따라서, n 값을 다음과 같이 온도에 대한 1차 함수로 표현하였다.

$$n = 0.148 + 1.261 \times 10^{-4} T \quad (11)$$

Fig. 8(b)는 k 에 대한 분석 결과로써, 온도가 증가함에 따라 증가하는 경향을 보인다. 이러한 k 값을 이용

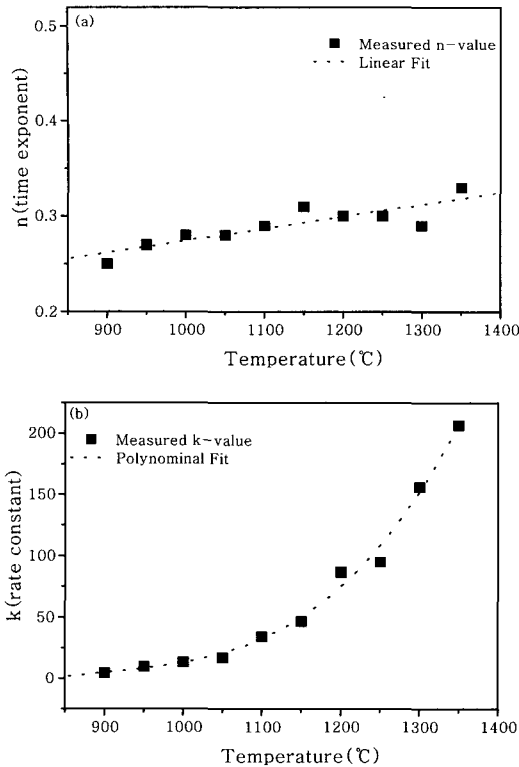


Fig. 8 Values of (a) n and (b) k which were measured by isothermal grain growth tests

하여 결정립 성장에 대한 활성화(activation energy)를 측정할 수 있다. 그러나, Beck¹⁵⁾에 의하면, n 값이 온도에 따라 변하면, 성장 속도가 온도뿐만 아니라, 결정립 크기에 따라 변하기 때문에 의미있는 활성화에너지에 대한 정보를 얻을 수 없는 것으로 알려져 있다. 그러나, 본 연구에서는 측정된 n 값의 온도에 따른 변화량이 작으므로, n 값이 일정하다는 가정하에서 활성화 에너지를 측정하였으며, 그 결과 약 392kJ/mol로 측정되었다. 이는 저합금강¹⁶⁾이나, 순철¹⁷⁾에 대해 보고된 활성화 에너지 343, 249kJ/mol보다 크며, 이는 SA508-cl.3에 포함된 다양한 합금원소들에 의한 dragging force의 영향 때문인 것으로 생각된다. 이와 같이 결정립 성장에 대한 활성화 에너지를 구하였으나, 앞서 언급하였듯이 측정된 n 값의 온도 의존성으로 인해 큰 의미를 부여하는 것은 곤란하며, 결정립 크기 예측 과정에서 보다 정확한 계산을 위해 다음과 같이 온도에 대한 함수로 k 값을 수식화 하였다.

$$k = -1512.123 + 4.902T - 0.005T^2 + 1.969 \times 10^{-6}T^3 \quad (12)$$

5.4 석출물 용해 모델

모재에 존재하는 석출물은 용접 열 사이클에 따라 조

대화와 용해를 겪게 되며, 서로 다른 구동력으로 인해 분리해서 취급해야 한다. 그러나, 본 연구에서는 모재에 존재하는 석출물인 M_3C 의 평형 용해 온도가 690°C로 조대화에 대한 속도론적 인자인 확산 속도가 느릴 뿐만 아니라, Fig. 5에서 보듯이 용접 열 사이클에 의해 결정립 성장이 일어나는 온도 범위가 800°C이상이므로 평형 용해 온도에 비해 매우 높기 때문에 탄화물의 조대화 현상을 무시하였으며, 단지 입자의 용해만을 고려하였다. Eqs. (7)과 (8)에서 상수인 D_m 은 Mn의 확산 계수¹⁸⁾를 이용하였다.

$$D_m = 0.16 \exp\left(-\frac{261700}{RT}\right) [cm^2/s] \quad (13)$$

한편, 무차원과포화 값은 일반적으로 용해도적(solubility product)을 이용하여 구할 수 있다¹⁰⁾. 그러나, 본 연구에서와 같이 다성분으로 구성된 석출물의 용해도적에 대한 보고는 거의 없으므로, a 는 다음과 같은 방법을 통해 구하였다.

a 는 Arrhenius 방정식으로 표현될 수 있으며¹⁰⁾, 따라서, Eqs. (7)과 (8)의 aD_m 은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$aD_m = a_0 D_0 \exp\left(-\frac{Q_a + Q_D}{RT}\right) \quad (14)$$

여기서, D_0 와 Q_D 는 Mn의 확산 계수에 대한 항이며, a_0 와 Q_a 는 a 에 대한 항이다. 이러한 a_0 와 Q_a 에 대해 임의의 값을 반복적으로 대입함으로써, Fig. 7에서의 석출물 관찰 경향과 일치되는 값을 구하였으며, 이로부터 a 값은 다음과 같다.

$$a = 6.25 \times 10^2 \exp\left(-\frac{14318}{RT}\right) \quad (15)$$

Fig. 9는 120kJ/cm의 입열량에서 Eqs. (13)과 (15)로 각각 표현된 D_m 과 a 값을 이용하여 계산된 석출물의 크기와 f/f_0 온도에 따른 변화를 보이고 있다. 여기서, 120kJ/cm의 조건은 평균 가열 속도가 약 100°C/s로, 석출물 관찰 실험과 동일한 가열 조건에 해당하며, 계산된 석출물의 용해 온도는 약 1030°C로, 석출물 관찰 결과와 거의 일치한다. 이로부터, 주어진 a 값의 적절함을 알 수 있다.

5.5 결정립 크기 예측 모델

용접 입열량에 따른 열 사이클은 간단한 Rosenthal

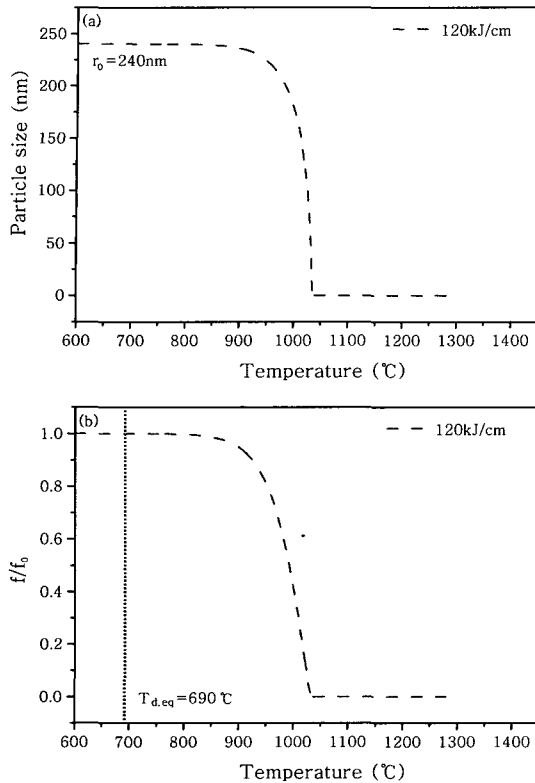


Fig. 9 Prediction results for (a) radius and (b) volume fraction ratio of precipitates

방정식¹⁾을 이용하였으며, 결정립 성장 및 탄화물 용해에 대한 등온 속도론 모델과 가산법칙을 이용하여 용접 열 사이클에 따른 결정립 크기 변화를 예측하였다. 모델의 신뢰성을 평가하기 위해 HAZ 재현 실험 결과와 비교하였다.

5.5.1 석출물의 속도론을 무시한 결정립 크기 예측 결과 및 신뢰성 평가

Fig. 10은 n, k 값의 측정과 동일한 가열 속도(10 0°C/s)로 HAZ의 각 세부 구역을 대표하는 최고 온도까지 가열 후 1초 등은 유지시킨 다음 70°C/s의 냉각 속도로 상온까지 냉각시킨 경우에 대해 측정된 오스테나이트 결정립 크기와 예측 값을 보이고 있다. 예측 값과 실측 값이 상당히 일치하는 것을 알 수 있으며, 최고 온도가 높을수록 결정립이 조대화하는 경향을 보인다. 이는 동일 열 사이클에서 최고 온도가 증가함에 따라 고온에서 유지되는 시간이 증가하기 때문이다.

Fig. 11은 용접 입열량 40kJ/cm에 해당하는 열사이클에서 각 최고 온도에 따라 계산된 오스테나이트 결정립 크기를 보이고 있으며, 실제 측정된 오스테나이트 크기와 비교적 잘 일치하는 것을 알 수 있다. 그러나, 이러한 입열량 조건에서의 가열속도는 평균 250°C/s에 해당하며, 등온 결정립 실험 조건과는 달리 석출물 용

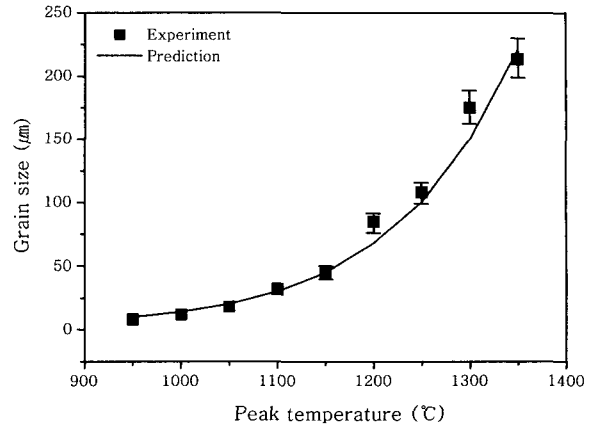


Fig. 10 Comparison between predicted and measured grain sizes at various peak temperatures (Heating rate : 100°C/s, Cooling rate : 70°C/s)

해 온도에서의 상당한 superheating이 예상된다. 따라서, 결정립 성장에 대한 석출물의 영향이 보다 뚜렷할 것으로 생각되지만, 이러한 가열 속도 즉, 입열량에 의한 석출물 용해 속도론의 변화를 무시한 경우에서도 실측값과의 상당한 일치를 보인다. Fig. 12는 40kJ/cm의 입열량 조건에서 재현된 열 영향부의 미세조직 사진을 보이고 있다.

5.5.2 석출물의 속도론 변화를 고려한 결정립 크기 예측 결과 및 신뢰성 평가

40kJ/cm의 입열량 조건에서 온도 변화에 따라 계산된 석출물의 크기와 분율에 의해 결정되는 pinning force의 영향을 고려한 경우의 결정립 크기 예측 결과를 Fig. 13에서 보이고 있다. Fig. 11에서 보인 석출물을 고려하지 않은 경우와 실제 재현실험을 통해 측정된 결정립 크기를 함께 나타내고 있다. Fig. 13으로부터 석출물을 무시한 경우나 고려한 경우 모두 동일한 예측 결과를 보이고 있음을 알 수 있다. 이는 n, k값의

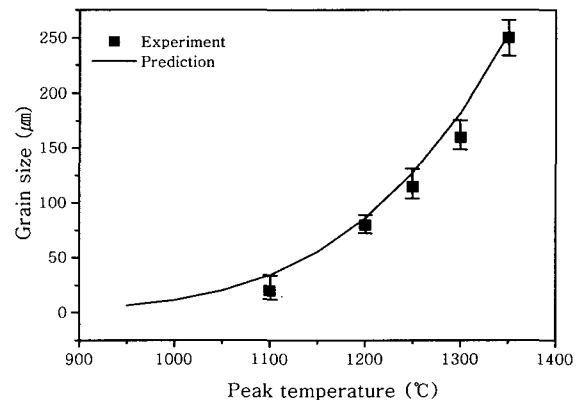


Fig. 11 Comparison between predicted and measured grain sizes at various peak temperatures (Heat input : 40kJ/cm)

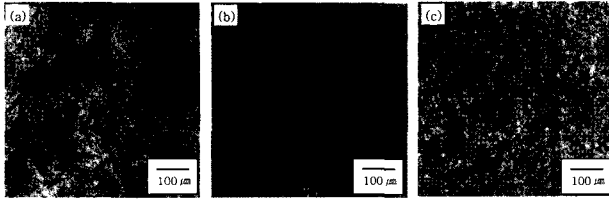


Fig. 12 Optical microstructures at (a) $T_p=1350^\circ\text{C}$, (b) $T_p=1250^\circ\text{C}$ and (c) $T_p=1100^\circ\text{C}$ (heat input : 40kJ/cm)

측정 조건인 100°C/s 와 다른 가열 속도(입열량) 조건에서 석출물 속도론의 변화를 고려함으로써 보다 정확한 결정립 크기 예측을 하고자 했던 연구 목적과는 달리 본 연구에서 취급한 M_3C 형의 탄화물이 결정립 성장에 거의 영향을 미치지 않기 때문에 이러한 현상이 발생한 것으로 보인다.

Fig. 14는 이러한 입열량 40kJ/cm 의 조건에서 계산된 온도에 따른 석출물의 f/f_0 변화를 보이고 있다. 입열량 120kJ/cm 조건에 비해 빠른 가열 속도로 인해

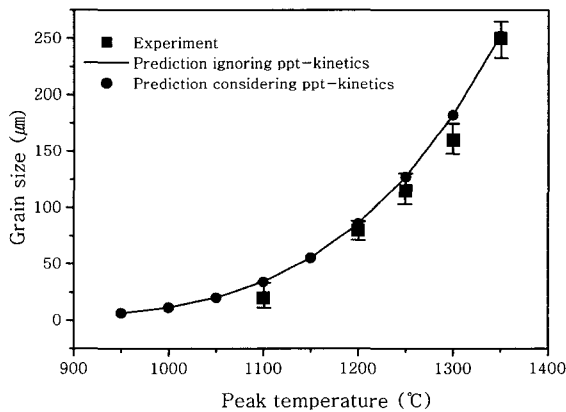


Fig. 13 Predicted grain sizes considering and ignoring the dissolution of precipitates at heat input, 40kJ/cm

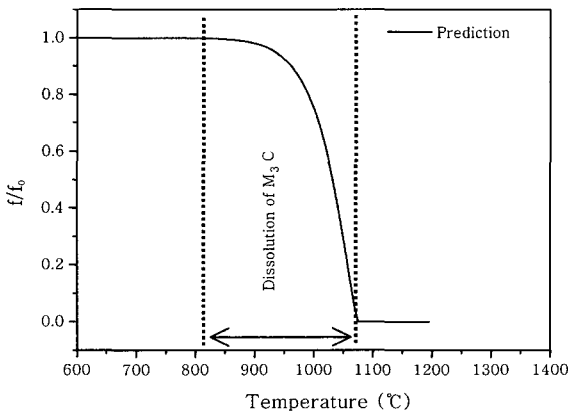


Fig. 14 Change of volume fraction ratio for M_3C at 40kJ/cm

탄화물이 보다 높은 온도까지 존재하는 것을 알 수 있다. 그러나, 석출물에 의한 pinning force는 식 (6)에서 알 수 있듯이 석출물의 크기에 반비례하며, 분율에 비례한다. 이러한 석출물에 의한 pinning force와 석출물 kinetics 변화를 고려하지 않은 경우의 구동력의 온도에 따른 변화를 Fig. 15에 나타내었다. Fig. 15(a)에서 알 수 있듯이 석출물에 의한 pinning force는 저온 영역에서 최대값을 나타내다가 온도가 증가함에 따라 점차 감소함을 보인다. 그러나, 이러한 저온 영역에서도 조대한 석출물 크기와 적은 분율로 인해 Fig. 15(b)에서 보이는 결정립 성장에 대한 구동력에 비해 매우 작을 뿐만 아니라, 결정립 계면에 대한 운동도를 나타내는 k 값 역시 저온 영역에서 매우 작은 값을 보이기 때문에 전체적인 가열 사이클 동안의 결정립 성장에 큰 영향을 미치지 않는 것으로 생각된다.

Fig. 16은 HAZ grain diagram으로 각각의 입열량에 대해 용접부 중심선으로부터 거리에 따라 예측된 용접 열 영향부의 초기 오스테나이트 결정립 크기를 나타내고 있다. 각각의 입열량과 위치에서의 결정립 크기 결과에 대해 등고선도를 작성한 것으로 저입열에서 고

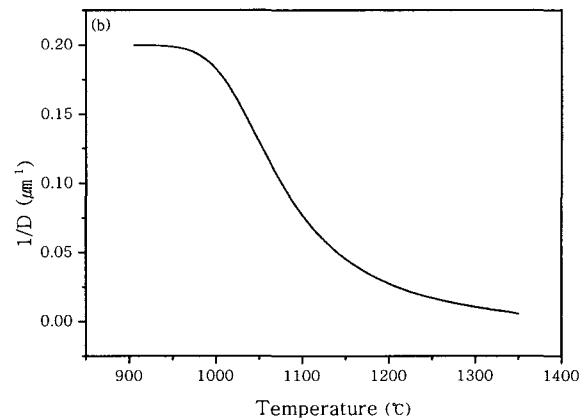
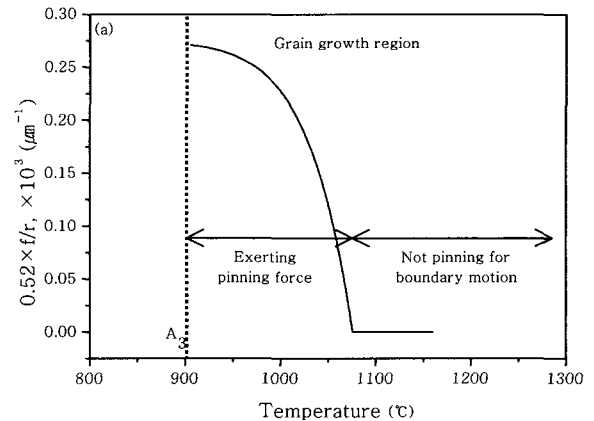


Fig. 15 Prediction results of (a) pinning force exerted by M_3C and (b) driving force of grain growth at heat input, 40kJ/cm

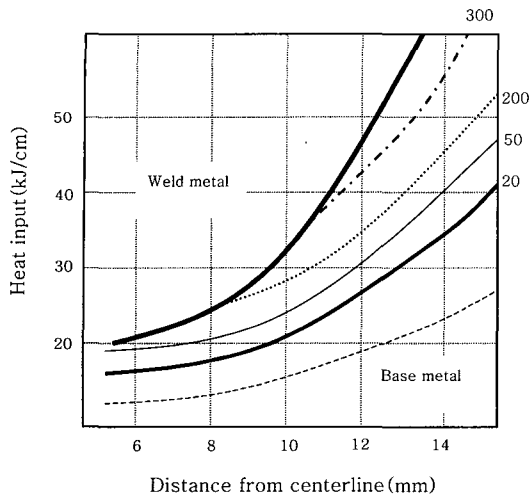


Fig. 16 HAZ grain size diagram

입열로 갈수록 HAZ의 폭이 넓어지며 조대한 결정립이 나타나는 것을 볼 수 있다.

6. 결 론

대표적인 원자로 압력 경계 재료인 SA508-cl.3를 이용하여 용접 열 영향부의 초기 오스테나이트 결정립 크기 변화, 석출물 속도론의 변화 및 이러한 석출물에 의한 결정립 크기 변화를 연구하였으며 다음과 같은 결론을 도출하였다.

1) 결정립 성장에 대한 속도론 상수인 m 과 M^* 를 구하기 위해 실험적으로 측정된 용이한 n 과 k 를 이용하였으며, 이를 이용하여 예측된 초기 오스테나이트 결정립 크기가 실제 측정값과 비교적 잘 일치함을 확인하였다.

2) 결정립 성장에 대한 석출물의 영향을 고려하기 위해 석출물 용해 속도론의 변화에 대한 예측 모델을 작성하였으나, 석출물을 무시한 경우와 고려한 경우의 결정립 크기 예측 결과 비교를 통해 본 연구에 사용된 재료에서의 석출물 영향이 미비함을 알 수 있었다. 이는 모재에 존재하는 M_3C 형의 탄화물의 초기 조대한 크기와 적은 분율 및 저온 영역에서의 작은 계면 운동도에 기인하는 것으로 판단된다.

3) 석출물 속도론 변화에 대해 해석적 모델을 이용하여 접근하였으며, 이에 따라 많은 가정이 사용되었다. 따라서, 지속적인 연구를 통해 설정한 가정을 줄여나가야 할뿐 만 아니라, 실험 결과에서 나타났듯이 SA508-cl.3에서의 석출물의 영향이 미비하므로, 고온

에서 결정립 성장 억제에 유효한 석출물 형성 원소 (Ti, Nb 등)가 첨가된 강을 이용하여 결정립 성장에 대한 석출물의 영향 모델에 대한 추가적인 연구를 수행할 필요가 있다.

후 기

본 연구는 2000년 한국원자력연구소의 "원자로압력 경계재료"의 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. K. E. Easterling : Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths & Co Ltd., 1983
2. R. Honeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia : Steels-Microstructure and Properties(2nd Edition), Edward Arnold, 1995
3. H. J. An, C. W. Lee and C. H. Lee : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **38-6** (2000), 841-850 (in Korean)
4. R. E. Reed-Hill : Physical Metallurgy Principles(3rd Edition), PWS, 1996
5. W. C. Leslie and E. Hornbogen : Physical Metallurgy of Steels (in Physical Metallurgy edited by R. W. Cahn and P. Haasen), Elsevier Science BV, 1996
6. H. Hu and B. B. Rath : Metall. Trans., **1** (1970), 3181-3184
7. B. B. Rath and H. Hu : Trans. TMS-AIME, **245** (1969), 1243-1252
8. B. B. Rath and H. Hu : Trans. TMS-AIME, **245** (1969), 1577-1588
9. C. Zener : Trans. AIME, **175** (1948), 15-51
10. O. Grong : Metallurgical Modelling of Welding(2nd Edition), The Institute of Materials, 1997
11. J. M. Lifshitz and V. V. Slyozov : J. Phys. Chem. Solids, **19** (1961), 35-50
12. C. Wagner : Z. Electrochem., **65** (1961), 581-591
13. M. J. Whelan : Metal Sci. J., **3** (1969), 95-97
14. J. Agren : Scand. J. Metall., **19** (1990), 2-8
15. P. A. Beck, M. L. Holzworth and H. Hu : Phys. Rev., **75** (1948), 526-527
16. I. Andersen, O. Grong and N. Ryum : Acta metall. mater., **43-7** (1995), 2689-2700
17. R. A. Vandermeer and H. Hu : Acta metall. mater., **42-9** (1994), 3071-3075
18. E. A. Brandes and G. B. Brook : Smithells Metals Reference Book(7th Edition), Butterworth-Heinemann Ltd, 1992