

용접 열영향부 미세조직 및 재질 예측 모델링 : III. 석출물 - Free 저합금강의 초기 오스테나이트 결정립크기의 영향을 고려한 용접 열영향부 오스테나이트 결정립성장 예측 모델

엄상호* · 문준오 · 정홍철* · 이종봉* · 이창희

한양대학교 신소재공학부

*포스코 기술연구소 집합연구 그룹

Prediction Model for the Microstructure and Properties in Weld Heat Affected Zone: III. Prediction Model for the Austenite Grain Growth Considering the Influence of Initial Austenite Grain Size in Weld HAZ of Precipitates Free Low Alloyed Steel

Sang-Ho Uhm*, Joon-Oh Moon, Hong-Chul Jeong*, Jong-Bong Lee* and Changhee Lee

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

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

Abstract

The austenite grain growth model in low alloyed steel HAZ without precipitates was proposed by analyzing isothermal grain growth behavior. Steels used in this study were designed to investigate the effect of alloying elements. Meanwhile, a systematic procedure was proposed to prevent inappropriate neglect of initial grain size (D_0) and misreading both time exponent and activation energy for isothermal grain growth. It was found that the time exponent was almost constant, irrespectively of temperature and alloying elements, and activation energy increased with the addition of alloying elements. From quantification of the effect of alloying elements on the activation energy, an isothermal grain growth model was presented. Finally, combining with the additivity rule, the austenite grain size in the CGHAZ was predicted.

*Corresponding author : chlee@hanyang.ac.kr

(Received June 27, 2006)

Key Words : Austenite grain growth, Heat Affected Zone, Modelling

1. 서 론

강의 제조 과정 및 사용 중의 열처리 과정에서 발생하는 오스테나이트 결정립 성장은 냉각 중의 상변태와 더불어 열처리 후, 최종 미세 조직에 영향을 미침으로써 강의 기계적 성질을 변화시킨다^{1,2)}. 특별히, 구조물의 제작에 있어서 겪게 되는 용접공정 중의 극심한 열적 환경은 오스테나이트 결정립 성장을 발생시키며, 이는 기계적 성질을 저하시키는 원인이 된다. 한편, 용접 열영향부(Heat Affected Zone)에서 이러한 현상은

더욱 두드러지며, 이는 구조물의 안정성을 떨어뜨리는 요인으로 작용한다. 이러한 이유로, 오스테나이트 결정립 성장 거동을 예측하고자 하는 많은 연구가 있으며, 여러 모델들이 발표되어 왔다. 하지만 대부분의 모델들의 경우, 압연(Hot rolling) 및 재가열(Reheating) 등의 공정에 적용하고 있으며, 용접부에 대한 연구가 미비한 실정이다.

많은 연구 결과, 등온에서의 오스테나이트 결정립 성장 거동은 다음과 같은 일반화된 형태의 식이 적용되고 있다³⁾.

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = K \cdot t \tag{1}$$

위 식에서, D_0 는 $t=0$ sec에서의 결정립 크기(초기 결정립 크기), D 는 등온 유지 시간 후의 결정립 크기, K 와 n 는 각각 Rate constant와 Time exponent를 나타낸다. 한편, 각각의 변수에 대한 실험적인 측정의 용이함으로 인해 다음과 같은 단순화된 형태의 Beck's 관계식이 널리 이용되고 있다^{4,5)}.

$$D = k \cdot t^n \tag{2}$$

여기서, Eq. (2)는 D_0 가 D 에 비해 매우 작은 경우 ($D \gg D_0$)에 있어서 성립하며, 따라서 오스테나이트 결정립 성장 예측에 있어서 Eq. (2)의 적용은 주의를 요구한다. 이는 초기 결정립 크기를 무시함으로써 n 값의 측정에 있어서 오차를 발생시킬 수 있기 때문이다.

그러므로 본 연구에서는, Eq. (1)의 사용에 있어서 초기 결정립 크기를 고려한 방법을 제안하였으며, 등온 결정립 성장 실험을 통해 n , k 값을 구하고 이로부터 합금원소의 영향이 반영된 등온 결정립 성장식을 작성하였다. 마지막으로 가산법칙을 이용해 등온 모델을 연속 가열 중의 모델로 변환하였으며, 이를 통해 용접부 오스테나이트 결정립 크기를 예측하였다.

2. 초기 결정립 크기의 영향

서론에서 언급한 바와 같이, Eq. (2)의 단순한 형태의 결정립 성장식은 각각의 변수 측정에 대한 용이함으로 인해 많이 사용되고 있다. 하지만 초기 결정립 크기의 영향에 대한 고려가 없이 Eq. (2)를 단순히 사용하는 것은 결정립 성장에 대한 각각의 변수 (n , K)를 실제와 다르게 계산할 수 있다. 다음의 Fig. 1은 이러한 사실을 보여준다.

그림에서 점으로 표시한 결과는 n 값을 0.3, K 값을 각각 770, 7700으로 가정하고 Eq. (1)에 의해 오스테나이트 결정립 크기를 예측한 계산결과이다. 한편, 그림에서 점선으로 표시한 계산값은 Eq. (1)에 의한 계산 결과를 Eq. (2)를 이용해 선형회귀 분석한 결과이며, 0.2945와 0.2675는 각각 Eq. (2)를 통한 회귀 분석 결과 계산된 n 값을 나타낸다. 그림에서 보듯이, Eq. (2)에 의한 n 값의 측정은 Fig. 1의 계산 시 초기에 가정했던 n 값(0.3)과 다른 값을 보인다. 한편, K 의 값의 경우 Eq. (1)의 양변에 자연로그를 취한 후 Y-절편으로부터 구할 수 있는데, K 값 또한 Eq. (2)를 이용하여 초기 결정립 크기에 대한 고려 없이 단순히 구할 경우, $K = k^{1/n}$ 의 관계에 의해 실제와 다른 값으로 계산

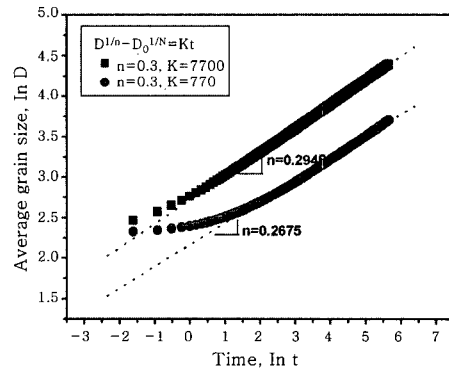


Fig. 1 Logarithmic plot for arbitrary isothermal grain growth behaviors

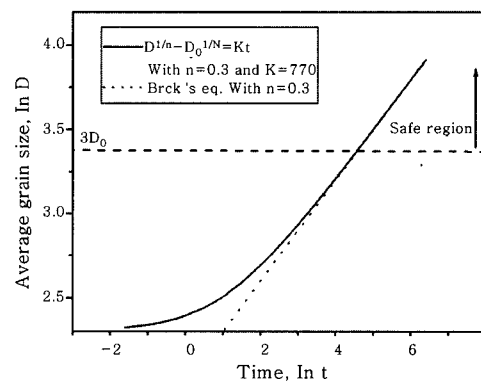


Fig. 2 Comparison of the Beck's equation, Eq. (2) and Eq. (1) for grain growth

될 수 있다. 다음의 Fig. 2는 같은 n 값에 대해 Eq. (1)과 Eq. (2)에 의한 계산 결과를 비교하고 있다.

Fig. 2에서 보는 바와 같이 같은 n 값에 대해서 Eq. (1)과 Eq. (2)를 통해 계산한 결과 결정립 크기가 초기의 약 3배 이상이 되는 순간부터 두 계산 결과는 일치함을 확인할 수 있으며, 이는 Vandermeer등⁵⁾이 제안했던 "Safe region"에 해당된다. 따라서 본 연구에서는 초기 결정립 크기를 고려하여 다음과 같은 두 단계로 오스테나이트 결정립 예측 모델을 작성하고자 한다. 먼저, $D \gg 3D_0$ 영역에서 Eq. (2)를 이용하여 n 값을 구하고, 이를 Eq. (1)의 n 값에 대입한 후, Eq. (1)에 대한 선형 회귀 분석을 통해 K 값을 구하고자 한다.

3. 실험 방법

결정립 성장 거동에 대한 합금원소의 영향을 조사하기 위해 저합금강 성분 범위에 해당하는 시험합금을 설계하였다. Mo와 Si의 함량은 고정시켰으며, C, Mn, Ni, Cr의 함량을 조절하였다.

주조된 ingot은 주조 편석 및 주조 조직을 제거하기

위해 1200°C에서 12시간 동안 균질화 열처리를 한 후 두께 10mm까지 단조 처리를 하였다. 이 후 950°C에서 1시간 동안 유지 후 공냉한 후 이로부터 3mmΦ×10mm의 rod 형태의 시편을 가공하였다. Table 1은 습식 분석을 통해 측정된 각 저합금강의 화학 조성을 나타낸 것이다.

등온 결정립 성장 실험은 Dilatometer를 이용하여 일정 온도 및 시간에서 등온 유지한 후 He 가스 퀀칭을 통해 베이나이트 또는 마르텐사이트로 변태시킨 후 이로부터 오스테나이트 결정립 크기를 측정하였다.

Fig. 3은 등온 결정립 실험의 개략도를 나타낸 것으로, 가열 온도는 1000-1300°C까지 100°C간격으로 변화시켰으며, 이때 가열 속도는 100°C/s로 하였다. 가열 온도에 도달한 후 0-600초의 시간을 시편에 따라 6개의 시간 조건으로 나누어 각각의 시간까지 등온 유지하고 상온으로 퀀칭하였다. 각 시험 합금의 초기 조직 및 등온 결정립 성장 실험 시편의 오스테나이트 결정립 크기를 관찰하기 위해 기계적 연마를 실시한 후 각 목적

Table 1 Chemical compositions of experimental steels (wt%)

Steels	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	Ceq*
A	0.081	0.487	0.007		0.490	0.263	0.26
B	0.087	0.950	2.04	1.00	0.497	0.270	0.68
C	0.083	1.48	3.98	1.98	0.486	0.258	1.09
D	0.192	0.515	2.03	2.00	0.488	0.269	0.91
E	0.198	1.04	4.00		0.493	0.259	0.74
F	0.213	1.47	0.002	1.00	0.493	0.270	0.76
G	0.305	0.540	4.00	0.99	0.489	0.276	0.96
H	0.318	1.01	0.003	2.03	0.499	0.285	0.99
I	0.321	1.51	2.02		0.497	0.267	0.81
J	0.193	1.46	3.929	1.911	0.492	0.228	1.19
K	0.290	1.49	3.996	1.897	0.499	0.244	1.28

$$*Carbon\ equivalent, C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

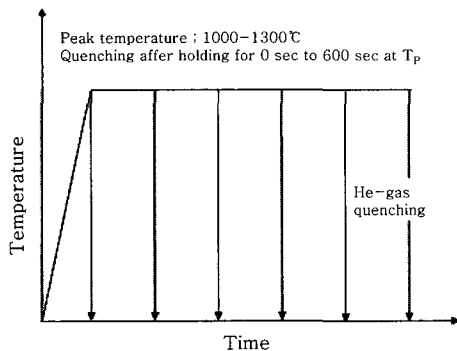


Fig. 3 Schematic illustration of thermal cycle for isothermal heat treatment

Table 2 Etching solutions for observation of microstructure

Purpose	Etching solution	Remark
Mic-rostructure	2% nital (98% ethylalcohol + 2% HCl)	
Prior austenite grain boundary	4g picric acid + 200cc H ₂ O + 1cc HCl + wetting agent* *wetting agent : sodium dodecylbenzenesulfonate	A, C, D, E, F, I, J, K
	1g wetting agent in 100ml sat. aq. picric acid solution + 0.3g CuCl ₂	E, G, H
	28ml 10% aq. oxalic acid + 4ml 30% H ₂ O ₂ in 80ml H ₂ O	B

에 따라 Table 2의 에칭 용액을 이용하여 표면을 에칭한 후 광학 현미경 관찰을 실시하였다. 특히, 오스테나이트 결정립계를 부식시키기 위해 다양한 에칭 용액을 사용하였으며, 각 시험 합금에 적용한 용액을 함께 나타내었다. 결정립 성장 거동에 영향을 줄 수 있는 석출물의 존재를 확인하기 위해 초기시편에 대한 TEM (Transmission electron microscopy) 관찰을 실시하였다. 탄소 박막 추출 복제법(carbon extraction replica)를 이용하였으며, 이는 시편을 연마한 후, Ethanol과 Perchloric acid를 9:1로 혼합한 용액에서 1차 에칭시킨 후 탄소 막을 약 300Å정도 증착시킨 다음, 증착된 탄소 박막을 적당한 크기로 절단하고 동일한 용액에서 전압을 걸어 탄소 막을 분리시킨 후 Cu-mesh grid로 건져 TEM(JEOL2000, 2010)으로 관찰하였다.

오스테나이트 결정립 크기의 측정은 Image analyzer (Image-Pro Plus)를 사용하였으며, 결정립의 형상을 구형으로 가정하여 Equivalent diameter를 측정하였다.

4. 실험 결과 및 고찰

4.1 초기 조직 관찰

다음의 Fig. 4는 각 시험 강재의 초기 미세조직에 대한 광학 현미경 관찰 결과로써, 가장 작은 탄소 당량 (Carbon equivalent)를 갖는 A강재의 경우 평균 입도 (Average grain size) 150μm의 페라이트가 약 80% 정도 차지하고 있는 것을 알 수 있으며, 다른 강재들은 대부분 베이나이트-마르텐사이트의 저온 상과 약간의 페라이트가 존재하고 있는 혼합조직의 형태를 보이고 있다.

4.2 등온 결정립 성장 거동

다음의 Fig. 5는 Fig. 3의 열사이클에 따라 열처리

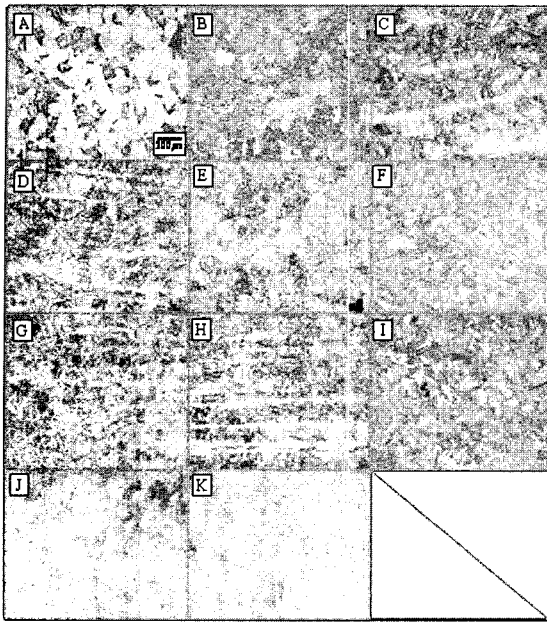


Fig. 4 Optical micrographs for initial microstructure

한 등은 결정립 성장 시편에 대해 대표적으로 F시편에서 가열온도 및 시간에 따른 오스테나이트 결정립 크기 변화를 광학 현미경 관찰 결과를 통해 보이고 있다.

Fig. 5를 통한 관찰결과, 동일 가열온도에서 시간이 증가함에 따라 또한 동일 시간의 경우 가열온도가 증가함에 따라서 전체적으로 결정립 크기가 증가하는 것을 확인할 수 있다. 다음의 Fig. 6은 등은 결정립 성장 실험으로부터 측정된 각 시험 합금의 평균 오스테나이트 결정립 크기 변화를 보여주고 있다. Fig. 6을 통해서 확인할 수 있듯이, 가열온도 및 등은 유지 시간의 증가에 따라 오스테나이트 결정립의 크기는 증가하고 있다. 하지만 시간이 증가할수록 결정립 성장 속도는 감소하는 것을 확인할 수 있다. 이는 결정립 성장에 따라서 결정립 크기에 반비례하는 결정립 성장을 위한 구동력이 감소하기 때문으로 판단된다.

4.3 등은 결정립 성장 거동 분석

(1) Time exponent

Fig. 7은 합금 D에서 측정된 오스테나이트 평균 결정립 크기를 $\ln D$ vs. $\ln t$ 의 형태로 재구성한 것으로, 앞서 언급한 바와 같이 결정립 성장 초기에서 직선적 거동에서 벗어나는 것을 볼 수 있다. 특히, 낮은 온도에서 상당한 이탈이 관찰된다. Fig. 8은 초기 결정립 크기(D_0) 항이 존재하지 않는 Eq. (2)를 이용하여 기존 문헌에서와 같이 각 온도에서의 모든 등은 결정립 성장 데이터에 대한 분석을 실시한 결과 측정된 시간 지수(n)와 본 연구에서 제시한 $D > 3D_0$ 의 조건을 만족하는 “safe region”에 대해 측정된 결과를 비교하고 있다. Fig. 8(b)의 경우 1000°C에서의 데이터가 포함되지 않았는데, 이는 낮은 가열 온도에 의해 결정립계 이동에 대한 이동도가 매우 낮아 600초를 유지한 경우에서도 새로운 분석법을 적용하기 위한 $D > 3D_0$ 의 조건을 만족하지 않았기 때문이다. Fig. 8(a)는 기존 방법을 이용하여 분석한 결과로써, 1300°C와 1200°C에서의 시간 지수는 거의 유사하게 보이지만, 온도가 감소함에 따라 n 의 값이 감소하는 것처럼 보인다. 반면, “safe region”에 대한 분석 결과를 보면(Fig. 8(b)), 시간 지수의 온도 의존성은 거의 사라지며, 특히 저온에 대해 분석된 값이 증가한 것처럼 보인다. 이는 앞서 언급한 바와 같이 Eq. (2)에서의 초기 결정립 크기(D_0) 항의 부적절한 무시(inappropriate neglect)에 의한 시간 지수의 과소평가 문제가 “safe region”을 고려함으로써 사라지기 때문이다. 한편, 이렇게 분석된 시간 지수의 값은 비록 약간의 편차가 존재하지만, 온도 및 합금성

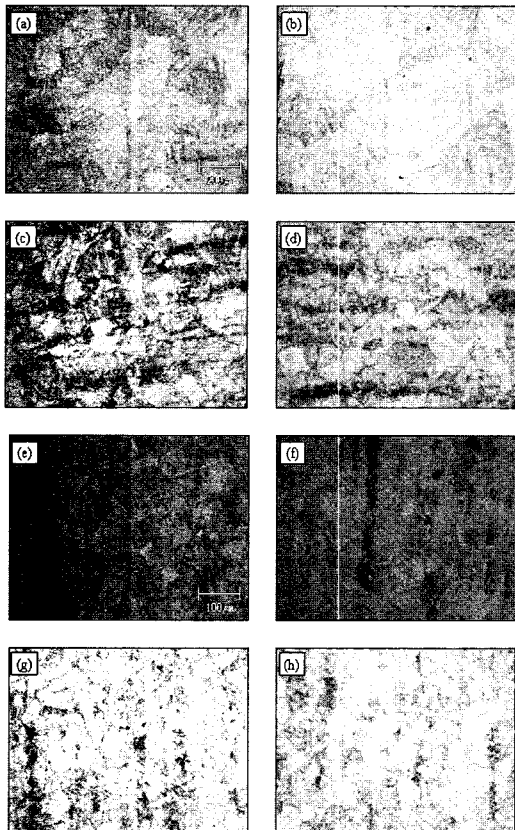


Fig. 5 Optical micrographs showing the prior austenite grain boundaries for steel F annealing for (a) 20sec. and (b) 60sec. at 1300°C, (c) 20sec. and (d) 60sec. at 1200°C, (e) 20sec. and (f) 60sec. at 1100°C, and (g) 20sec. and (h) 60sec. at 1000°C

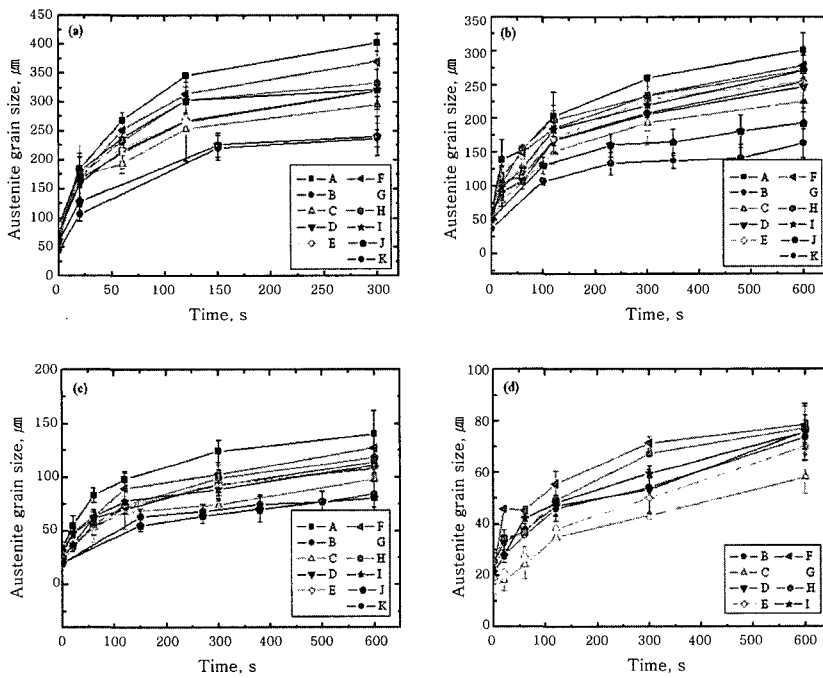


Fig. 6 Isothermal austenite grain growth behaviors at (a) 1300°C, (b) 1200°C, (c) 1100°C and (d) 1000°C for all experimental alloys

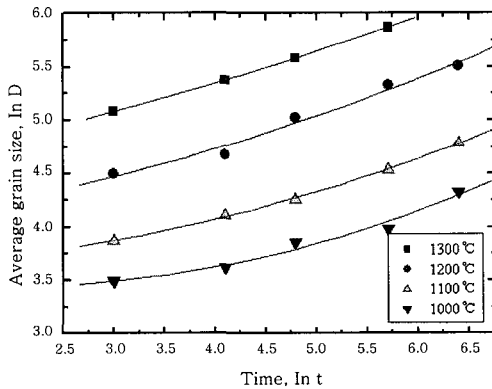


Fig. 7 Logarithmic plot for experimental grain growth behavior at alloy D

분에 상관없이 평균적으로 0.240 ± 0.023 에 근접함을 알 수 있다.

Fig. 9는 기존의 분석 방법을 사용하여 계산된 시험 강재 D의 등온 성장 거동과 실험 데이터를 비교하고 있다. 예측 결과는 초기 결정립 크기(D_0)를 고려하지 않고 있기 때문에, 성장 초기에서 실제 성장 거동에 비해 매우 빠른 성장 속도를 보이고 있다. 한편, 용접 열영향부와 같은 연속적인 온도 변화를 경험하는 경우에서의 결정립 크기는 등온 모델에 대한 가산 법칙을 적용함으로써 그 성장 거동을 계산할 수 있다^{6,7)}. 가산법칙은 연속적인 온도 변화를 미소의 등온구간의 합으로

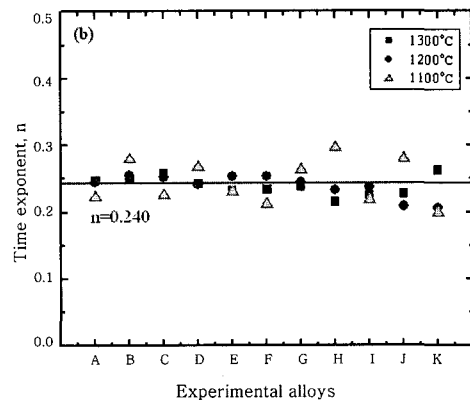
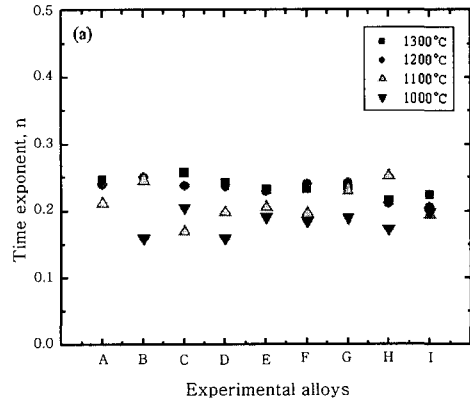


Fig. 8 Time exponents measured by (a) conventional method, using Eq. 2 and (b) the proposed method for "safe region"

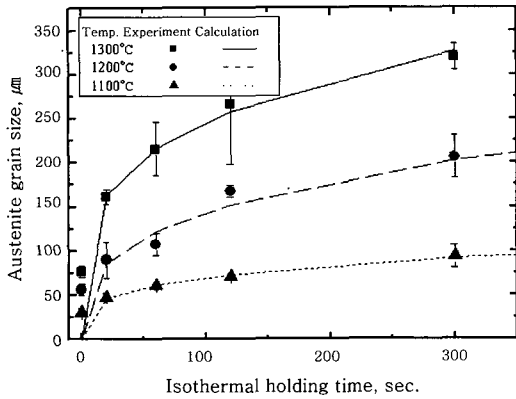


Fig. 9 Comparison of isothermal grain growth behaviors calculated by using conventional method with experimental ones for alloy D

간주하는 것으로 각 온도에서의 가열 속도에 의해 결정되는 미소의 유지 시간동안의 성장량의 합으로 용접 열 영향부에서의 성장 거동을 계산한다. 따라서, 비록 Fig. 9에서와 같이 성장 초기 이후의 계산된 거동이 실험 데이터와 거의 일치한다 할지라도, 용접 열 사이클과 같은 빠른 가열 속도에서는 가산법칙의 적용에 따른 등온에서의 유지 시간은 1초 이내로 매우 짧으며, 결국 매우 빠른 성장 속도를 보이는 이러한 성장 초기의 성장 속도가 용접 열 영향부의 결정립 성장 거동에 주된 영향을 보일 것이기 때문에, 이와 같이 초기 결정립 크기를 고려하지 않는 경우에는 실제에 비해 매우 큰 결정립 크기가 예측될 것으로 생각된다. 따라서, 초기 결정립 크기를 고려하는 것이 실험 상수들의 야금학적 의미뿐만 아니라 등온 모델에 기초한 용접 열 영향부 결정립 크기 예측 모델의 신뢰성 측면에서도 중요하다. 한편, 관찰된 시간 지수(n)의 값은 기존 연구와 마찬가지로 고온 또는 고순도의 재료에서 보고되고 있는 이상적인 값인 0.5보다 훨씬 작은 것을 알 수 있다. 이러한 이유로는 석출물, 고용 원자 또는 자유표면에서의 thermal grooving에 의한 결정립 성장 억제 등이 제시되고 있다⁸⁻¹⁰⁾. Fig. 10은 합금 원소가 가장 많이 포함된 K 합금에 해당하는 성분(Fe-1.5Mn-2Cr-4Ni-0.5Mo-0.26Si-0.3C)에 대한 평형 계산 결과를 보이고 있다. 대표적인 열역학 해석 툴인 Thermo-Calc.를 이용하였으며, Fig. 10(a)는 평형 상태로 주어진 성분을 수직선으로 표시하였다. 한편, Fig. 10(b)에서는 각 평형 석출상에 대한 상분율(NP(*))과 평형 용해 온도를 보이고 있다. 평형 상태에서 다양한 형태의 MC 타입의 석출상이 존재함을 알 수 있다. 그러나, 초기 시편에 대한 TEM 관찰에 따르면(Fig. 11), 단지 M₃C 타입의 시멘타이트의 존재만이 확인되었다. 물론 이러한 시멘타이트에 의한 결정립 성장 억제 효과를 고

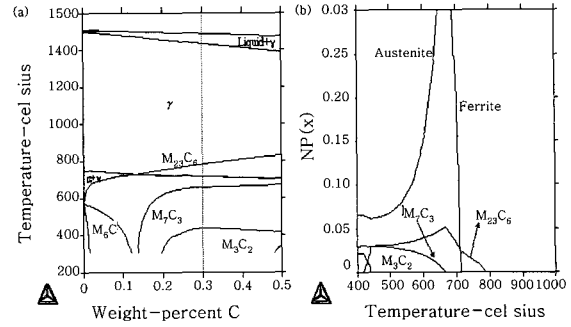


Fig. 10 Thermodynamic analysis for Fe-1.5Mn-2Cr-4Ni-0.5Mo-0.26Si-0.3C by Thermo-Calc. (a) Equilibrium phase diagram and (b) Equilibrium volume fraction of precipitates

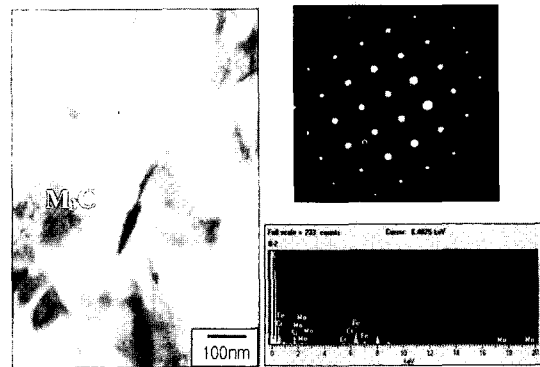


Fig. 11 TEM micrograph for carbon extraction replica of base metal, diffraction pattern and EDAX spectrum of precipitates at alloy K

려할 수도 있겠지만, 실험에서 사용된 빠른 가열 속도(100°C/s)에 의한 용해 온도의 과열(superheating)을 고려한다 할지라도 높은 온도 조건(1100-1300°C)에서는 시멘타이트의 존재 및 그에 의한 결정립 성장 억제 효과를 기대하기 곤란할 것으로 판단된다. 한편, 자유 표면에서의 thermal grooving에 의한 성장 억제는 시편의 크기의 1-1.5배의 결정립 크기에서 나타나는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 그러나, 실험에 사용된 시편의 크기(dimension)를 고려할 때, 자유 표면에서의 thermal grooving에 의한 영향 역시 배제될 수 있다. 따라서, 관찰된 작은 시간 지수의 값은 고용 원자에 의한 결정립계 이동 억제 효과와 관련 있는 것으로 생각된다.

(2) Rate constant

Fig. 12는 등온 결정립 성장 거동 데이터로부터 속도 상수(K)를 구하는 과정을 보이고 있다. Eq. (1)의 형태에 의하면, 앞 절에서 구한 시간 지수(n)의 값을 이용하여, 시간 변화에 따른 $D^{1/n} - D_0^{1/n}$ 의 변화를 도

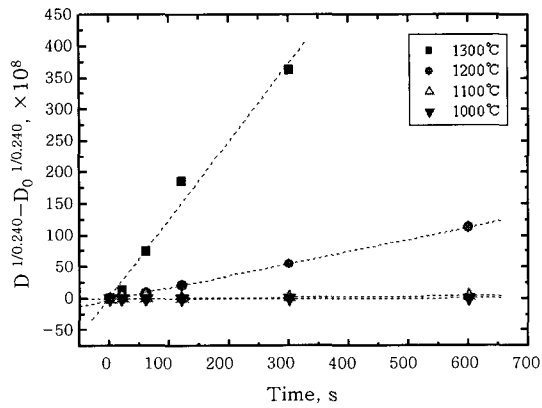


Fig. 12 Method for determination of rate constant, K at alloy F

시함으로써 구할 수 있다. 이러한 속도 상수에 대한 분석 결과를 Fig. 13에서 보이고 있다. 동일 합금에서 온도가 증가함에 따라 K값이 증가하는 것을 알 수 있으며, 이는 오스테나이트 결정립계 이동도의 증가에 기인하는 것으로 보인다. 한편, 합금 함량이 증가함에 따라 속도 상수가 감소하는 것을 볼 수 있다. 이러한 온도와 합금함량에 대해 다음과 같은 회귀식을 작성할 수 있었다.

$$\begin{aligned} \ln K = & [-19.2039 + 3.4976X_C - 0.5583X_{Mn} \\ & - 0.1404X_{Cr} - 0.5109X_{Ni}] \\ & + [0.0250 - 0.0032X_C + 0.0002X_{Mn} \\ & - 0.0001X_{Cr} + 0.0002X_{Ni}] \times T \end{aligned} \quad (3)$$

여기서, X_i 는 합금 원소 i의 농도[wt%]이며, T는 온도 [°C]를 나타낸다.

한편, 결정립계의 이동도와 속도 상수(K)의 선형적 관계로부터 속도 상수(K)는 다음과 같은 Arrhenius

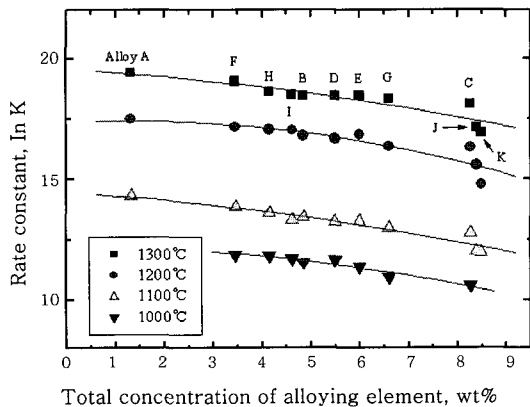


Fig. 13 Effect of alloying contents on rate constant for various isothermal temperatures

타입의 방정식으로 표현할 수 있으며, 이로부터 결정립 성장에 대한 활성화 에너지를 구할 수 있다.

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q_{app}}{RT_K}\right) \quad (4)$$

여기서, Q_{app} 는 결정립 성장에 대한 활성화 에너지, R은 기체 상수 ($R=8.314 \text{ J/molK}$), T_K 는 절대 온도를 나타낸다. Fig. 14는 분석된 활성화 에너지를 합금 함량에 따라 나타낸 것이다. 합금량의 증가에 따라 전체적으로 증가하는 것을 볼 수 있으며, 평균적으로 약 $422 \pm 25 \text{ kJ/mol}$ 의 값을 갖는 것을 알 수 있다. 이는 재가열 또는 용접 열 영향부에서의 오스테나이트 결정립 성장에 대한 기존 연구 결과와 유사하다^{6,11,12}. 한편, 측정된 활성화 에너지는 오스테나이트에서의 철이 금속의 상호 확산에 대한 활성화 에너지인 260 kJ/mol ¹³ 및 순수한 오스테나이트에서의 자기 체적 확산의 284 kJ/mol ¹⁴에 비해 상당히 큰 것을 알 수 있다. 한편 활성화 에너지에 대한 합금 원소의 영향을 보기 위해 합금량과 활성화 에너지의 선형적 관계를 가정하여 중회귀분석(multiple regression)을 실시하였다.

$$\begin{aligned} Q_{app} = & 38.1998X_C + 24.2283X_{Mn} + 9.3248X_{Cr} \\ & + 8.5767X_{Ni} + 346.09 \text{ [kJ/mol]} \end{aligned} \quad (5)$$

분석 결과 탄소의 영향이 가장 큰 것으로 나타났다. 고용 상태의 용질 원자들은 결정립계에 대한 elastic attraction을 작용함으로써 결정립 성장을 저하시킨다. 이러한 합금 원소와 입계의 상호작용은 원자의 크기 차이와 고용도에 반비례하는 편석에 비례하는 것으로 보고되고 있다. Table 3은 각 합금 원자의 크기 차이와

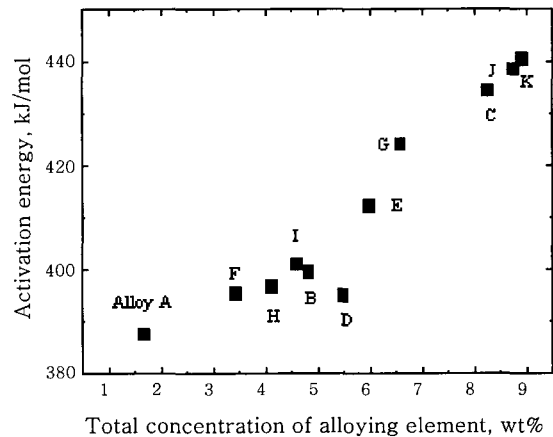


Fig. 14 Activation energies measured for experimental alloys

Table 3 Physical constants for alloying elements

	C	Mn	Cr	Ni
Difference of atomic radius from Fe, nm	0.1164	0.0106	0.0008	0.0005
Maximum solubility in γ Fe, wt%	1.7	100	100	11.2

오스테나이트에서의 최대 고용도를 정리한 것으로 분석 결과와 마찬가지로 탄소의 영향이 가장 클 것으로 예상된다.

5. 등은 결정립 성장 모델 및 모델의 신뢰성

저합금강 성분 범위의 시험 합금에 대한 등은 결정립 성장 실험과 오스테나이트 결정립 성장 거동의 분석을 통해 다음과 같은 등은 결정립 성장 모델식을 작성할 수 있었다.

$$\begin{aligned}
 D^{1/n} - D_0^{1/n} &= Kt \\
 n &= 0.240 \\
 \ln K &= [-19.2039 + 3.4976 X_C - 0.5583 X_{Mn} \\
 &\quad - 0.1404 X_{Cr} - 0.5109 X_{Ni}] \\
 &\quad + [0.0250 - 0.0032 X_C + 0.0002 X_{Mn} \\
 &\quad - 0.0001 X_{Cr} + 0.0002 X_{Ni}]? T \quad (6)
 \end{aligned}$$

Fig. 15는 초기 결정립 크기(D_0)를 무시한 모델 결과와 실험 데이터를 비교한 Fig. 9의 성장 거동과 Eq. (6)의 모델에 의한 계산 결과를 함께 나타내고 있다. 초기 결정립 크기(D_0)를 고려함으로써, 용접 열 영향부 모델에서 중요한 등은 성장 초기의 계산 결과가 실험 거동과 거의 일치하는 것을 알 수 있다. Fig. 16은

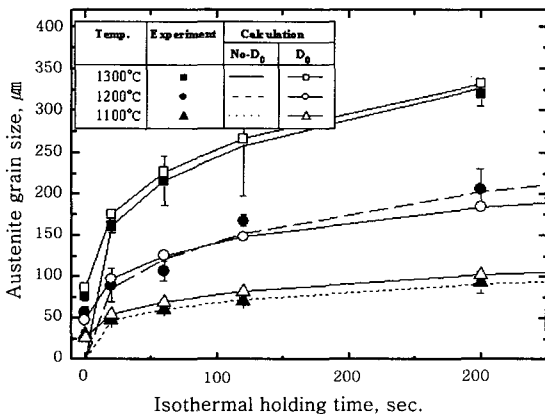


Fig. 15 Comparison of conventional method with proposed model for alloy D

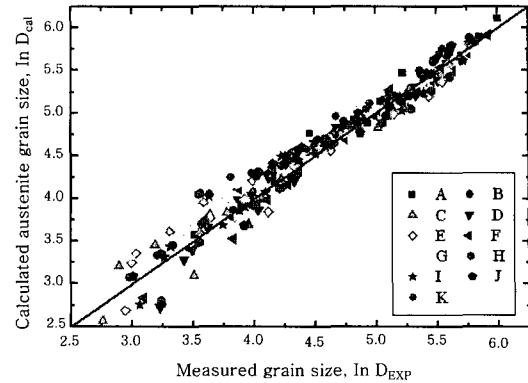


Fig. 16 Reliability of isothermal austenite grain growth model

Eq. (6)의 등은 모델식의 신뢰성을 평가하기 위해 모든 시험 합금에서 측정된 등은 결정립 성장 데이터와 모델식에 의해 계산된 결과를 비교하고 있다. 실선은 실험 데이터와 계산 데이터의 일치율을 의미하며, 비교적 좋은 상관성을 보이고 있음을 알 수 있다. 실측 $\ln D$ 대비 계산치의 상관계수(R^2)는 0.94, 표준편차는 0.18 이었다. Fig. 17은 기존 문헌에서 보고 되고 있는 오

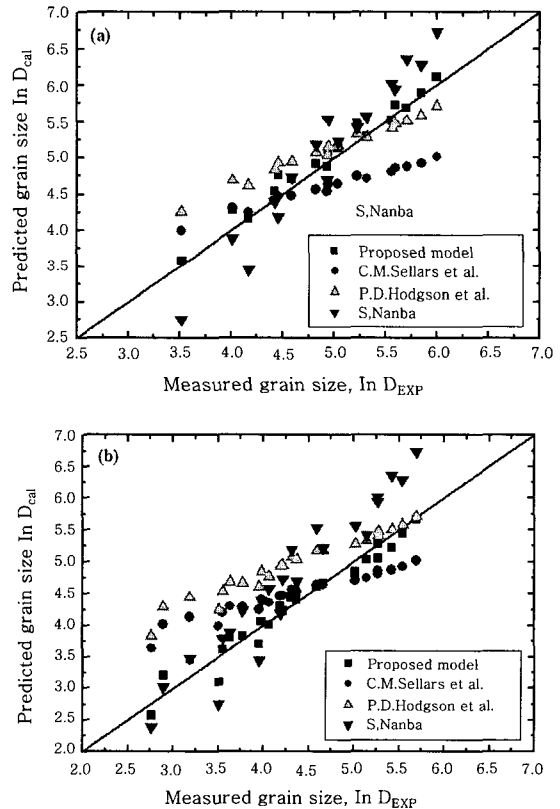


Fig. 17 Comparisons of proposed isothermal grain growth model with other models for (a) low alloyed A steel and (b) high alloyed C steel

스테나이트 결정립 성장 모델식과 본 연구의 모델식을 비교하고 있다^{6,11,12}. Fig. 17(a)는 시험 합금 중, 가장 적은 합금량을 갖는 A 합금에 대한 실험값과 계산값을 비교하고 있다. Fig. 17(b)는 비교적 많은 합금을 포함하는 C 합금에 대한 비교이다. 기존 모델식의 경우 C-Mn 강에서의 오스테나이트 결정립 성장 거동에 대한 모델로써, 합금량이 적은 A 합금의 경우에는 기존 모델식에 의한 계산 결과도 실험 데이터와 비교적 유사함을 보이지만, 합금량이 많은 C 합금에 대한 계산 결과는 본 모델식(Eq. (6))에 의한 결과에 비해 실험값과 상당한 차이를 보이는 것을 알 수 있다. 이는 기존 모델식이 본 모델에서와 달리 다양한 합금 원소의 영향을 고려하지 못하고 있기 때문인 것으로 생각된다.

6. 용접 열영향부 결정립 성장 모델

6.1 모델 알고리즘

등온 오스테나이트 결정립 성장에 대한 모델식(Eq. (6))과 가산법칙을 사용함으로써, 연속적인 온도 변화를 갖는 용접 열 사이클 동안의 오스테나이트 결정립 성장 모델을 작성하였다. Fig. 18은 용접 열 영향부 결정립 성장 모델의 Flow chart를 보이고 있다. 용접 입열량과 재료의 성분을 입력하면, 먼저 용접 입열량으로부터 열원으로부터의 peak 온도의 분포 및 각 peak 온도의 영역에서의 용접 열 사이클(가열 및 냉각 속도)를 계산하게 된다. 이러한 용접 열 영향부에 대한 온도 해석은 간단한 Easterling¹⁵의 방정식을 이용하

였다. Easterling은 순간적인 입열, 재료의 열적 특성의 등방성을 가정함으로써, 다음과 같이 열원으로부터의 고정된 위치에서의 시간에 따른 온도 변화 방정식을 유도하였다.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (7)$$

T_0 는 예열온도(K), t 는 시간[s], q/v 은 용접 전류, 전압, 용접 속도 및 아크 효율에 의해 결정되는 용접 입열량이며, a 와 λ 는 각각 열 확산 계수 [m^2/s]와 열 전도도 [J/msK]를 나타낸다. 한편, r 은 열원으로부터의 radial distance를 나타낸다. r 은 직교 좌표계에서 $r^2 = x^2 + y^2 + z^2$ 의 관계를 갖는다. Eq. (7)은 열원으로부터의 특정 위치에서의 시간에 따른 온도 변화뿐만 아니라, 시간에 대해 미분함으로써, 용접 열원으로부터의 거리에 따른 peak 온도를 구할 수 있다. 열 확산 계수 및 열 전도도는 탄소강에 대한 값(각각 $9.1 \times 10^{-6} m^2/s$, $41 J/msK$)을 이용하였다¹⁶.

한편, 이렇게 주어진 용접 입열량에 의한 용접 열 사이클이 $900^\circ C$ 에 도달하게 되면, 주어진 재료의 성분에 의해 등온 결정립 성장 모델식의 실험 상수인 n 과 K 의 값이 Eq. (6)에 의해 계산되며, 가산법칙의 적용을 통해 오스테나이트 결정립 크기가 계산된다. peak 온도 및 냉각 구간을 거쳐 일반적으로 상변태가 발생하는 온도인 $800^\circ C$ 에 도달하게 되면, 오스테나이트 결정립 크기에 대한 계산은 종료되며, 최종 결정립 크기를 구할 수 있다.

6.2 용접 열영향부 오스테나이트 결정립 크기 예측 결과

Fig. 19는 임의의 조성(Fe-0.2C-1.34Mn-0.15Cr-0.86Ni-0.26Si-0.49Mo)에서 용접 입열량 및 peak 온도에 따른 오스테나이트 결정립 크기 예측 결과이다. 각각의 입열량 조건에서 예열은 없는 것으로 가정하였다. 동일 용접 입열량의 조건에서, peak 온도가 증가함에 따라 결정립 성장을 위한 원자의 Mobility가 커지므로 오스테나이트 결정립 크기가 조대화됨을 알 수 있다. 한편, 용접 입열량이 증가함에 따라 각 peak 온도에서의 결정립 크기는 증가하며, 이는 용접 입열량 증가에 따른 결정립 성장 영역에서의 시간이 증가(즉, 가열 속도와 냉각 속도의 감소)하기 때문이다.

한편, 작성된 용접 열 영향부의 열 사이클 및 결정립

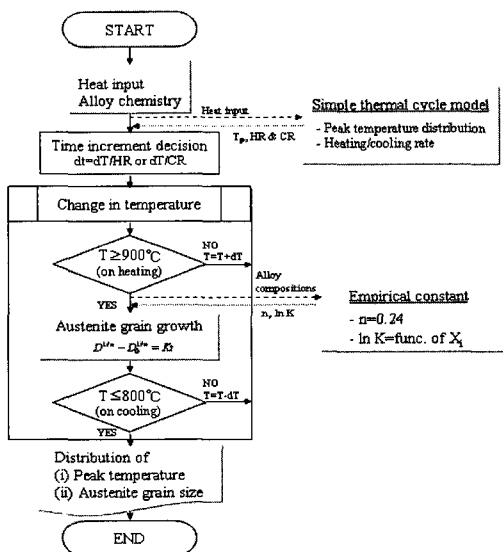


Fig. 18 Flow chart for prediction model of austenite grain size in HAZ

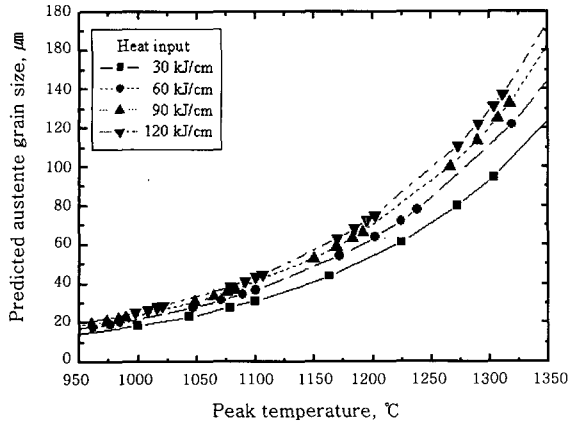


Fig. 19 Prediction results of austenite grain size with various peak temperatures and heat inputs in arbitrary steel (Fe-0.2C-1.34 Mn-0.15Cr-0.86Ni-0.26Si-0.49Mo)

성장 모델을 이용함으로써, 용접 열원으로부터 거리에 따른 peak 온도의 분포와 함께 오스테나이트 결정립 크기 분포를 mapping할 수 있으며, Fig. 20에서 그 예를 보이고 있다. 용접 입열량은 30kJ/cm이고, 예열은 없으며, 재료의 조성은 Fe-0.2C-1.34Mn-0.15Cr-0.86Ni-0.26Si-0.49Mo이다. 두께 10cm의 판재의 표면에서의 peak 온도 분포와 결정립 크기 분포를 보이고 있다.

Fig. 21은 재료의 깊이에 따른 오스테나이트 결정립 크기 분포를 보이고 있다. 예측에 사용된 재료의 조성은 Fe-0.1C-1.0Mn-1.0Cr-2.0Ni-0.26Si-0.5Mo이며, 용접 입열량, 100kJ/cm와 비 예열 조건에서 계산된 결과이다. 표면으로부터의 깊이에 따라 용융부의 크기가 감소하는

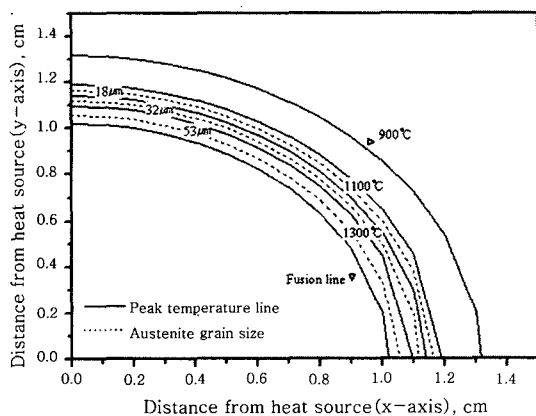


Fig. 20 Peak temperature and austenite grain size distribution at the surface of 10cm thick plate(Heat input: 30kJ/cm, No preheat, Fe-0.2C-1.34Mn-0.15Cr-0.86Ni-0.26Si-0.49Mo steel)

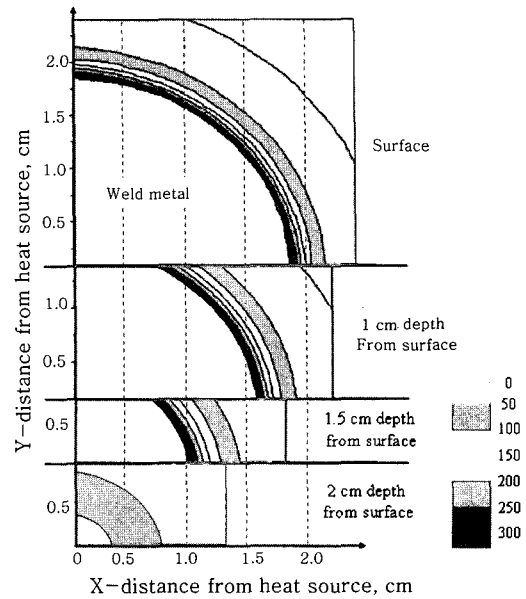


Fig. 21 Grain size distribution with depth from surface

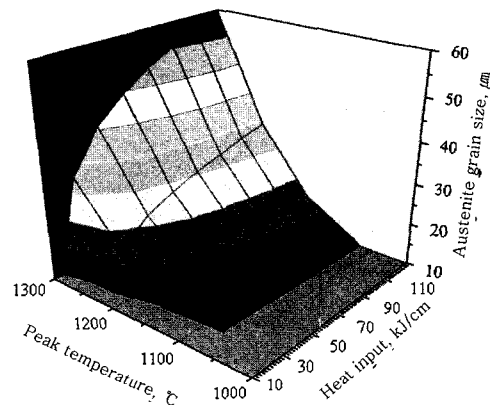


Fig. 22 Predicted austenite grain size with heat input and peak temperature for Fe-0.1C-1.44Mn-3.98Ni-1.93Cr-0.25Si-0.49Mo steel

것을 알 수 있으며, 2cm의 깊이는 용융선으로부터 멀리 떨어져 있어 peak 온도가 그다지 높지 않은 지역으로 작은 결정립 크기를 보이는 것을 알 수 있다.

Fig. 22는 Fe-0.1C-1.44Mn-3.98Ni-1.93Cr-0.25Si-0.49Mo 강에 대한 용접 입열량 및 peak 온도에 따른 오스테나이트 결정립 크기를 예측한 결과를 3차원적으로 나타낸 것이다. 예열은 하지 않은 것으로 하였다. 앞서 언급한 바와 같이, 동일 peak 온도에서 용접 입열량이 증가함에 따라, 동일 입열량에서 peak 온도가 증가함에 따라 조대한 오스테나이트 결정립 크기를 얻을 수 있음을 알 수 있다.

7. 결 론

저합금강 성분 범위의 시험 합금 제조와 등은 오스테나이트 결정립 성장 거동의 분석을 통해 용접 열 영향부에서의 오스테나이트 결정립 크기 예측 모델을 작성하였다. 등은 결정립 성장 거동의 분석에 있어, 초기 결정립 크기(D_0)항을 무시하는 기존의 Beck's equation의 사용에 있어서 나타날 수 있는 시간 지수(n)값의 과소 평가와 그에 따른 활성화 에너지에 대한 잘못된 해석의 가능성을 확인하였다. 이러한 오류를 방지하기 위해 등은 결정립 성장 거동에 대한 새로운 분석 방법을 제시하였으며, 이를 이용하여 실험 데이터를 분석하였다.

(1) 새로운 분석 방법에 의한 시간 지수(n)는 재료의 성분 및 온도에 상관없이 0.240의 값에 근접함을 알 수 있었다. 존재 가능한 석출물에 대한 열역학 해석 및 TEM 관찰 결과와 시편의 크기를 고려할 때, 시편 내에 존재하는 시멘타이트 및 자유 표면에 의한 결정립 성장 억제 효과가 미미할 것으로 판단되며, 고용 합금 원소의 solute-drag 효과가 이상적인 결정립 성장 거동($n=0.5$)보다 낮은 시간 지수의 값에 영향을 준 것으로 생각된다.

(2) 속도 상수(K)에 대한 분석을 통해 측정된 속도 상수에 대한 합금 원소의 영향을 정량화 함으로써 등은 결정립 성장 모델을 작성할 수 있었다.

(3) 실험 데이터와의 비교를 통해 등은 결정립 성장 모델식 및 가산 법칙 적용을 통한 용접 열 영향부 결정립 성장 모델의 신뢰성을 확인할 수 있었으며, 다양한 조건에 대한 계산을 통해 결정립 성장 거동을 예측할 수 있었다.

(4) 용접 열영향부의 오스테나이트 결정립 크기는 용접 입열량 및 용접 Peak 온도가 증가할수록 증가하는 것을 확인할 수 있었으며, 이는 입열량이 증가함에 따라 가열 및 냉각 속도가 감소하며 Peak 온도가 증가할수록 결정립 성장을 위한 원자의 이동도가 커지기 때문이다.

후 기

본 연구는 포스코기술연구소의 재정적인 지원 하에서 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. Joonoh Moon, Changhee Lee: Journal of KWS, 23-4 August 2005, 17
2. D. B. Santos, R. K. Bruzsek, P. C. M. Rodrigues, E. V. Pereloma, Materials Science and Engineering, A346(2003), 189-195
3. H. Hu and B. B. Rath: Metall. Trans., 1(1970), 3181
4. P. A. Beck, J. C. Kremer, L. J. Demer and M. L. Holzworth: Trans. AIME, 175(1948), 372
5. R. A. Vandermeer and H. Hu: Acta Metall. Mater., 42(1994), 3071
6. P. A. Manohar, D. P. Dunne, T. Chandra and C. R. Killmore: ISIJ Int., 36(1996), 194
7. S. Jiao, J. Penning, F. Leysen, Y. Houbaert and E. Aernoudt: ISIJ Int., 40(2000), 1035
8. R. E. Reed-Hill: Physical Metallurgy of Principles, 3rd ed., PWS, Boston, (1996)
9. E. Nes, N. Ryum and O. Hunderi: Acta Metall., 33(1985), 11
10. T. O. Saetre and N. Ryum: Modelling of Coarsening and Grain Growth, ed. by C. S. Pande and S. P. Marsh, The Minerals, Metals & Materials Society, (1993), 281
11. P. D. Hodgson and R. K Gibbs: Proc. Int. Sympo. On Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, ed. by S. Yue, AIME, (1990), 12. C. M. Sellars and J. A. Whiteman: Met. Sci., 13(1979), 187
13. P. J. Alberry, B. Chew and W. K. C. Jones: Met. Technol., 4(1977), 317
14. R. A. Brandes and G. B. Brook: Smithells Metals Reference Book, 7th ed., Butterworths-Heinemann Ltd., Oxford, (1992)
15. K. Easterling: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, London, (1983)
16. T. G. F. Gray, J. Spence and T. H. North: Rational Welding Design, Newnes-Butterworths, (1975)