

研究論文

Fe-Cr-Ni강 용접금속부의 미세편석에 관한 해석

박준민* · 박종민* · 안상곤** · 이창희*** · 윤의박***

Analysis of Microsegregation in Fe-Cr-Ni Weld Metal

Jun Min Park*, Jong Min Park*, Sang Gon An**, Chang Hee Lee*** and Eui-park Yoon***

Key Word : Microsegregation, FDM, Local equilibrium, Pattern function

Abstract

During solidification or welding of alloys, the solute redistribution brings out microsegregation. The microsegregation causes the formation of non-equilibrium second phases, shrinkage and porosity degrading mechanical/chemical properties. Therefore, it has been required to predict microsegregation quantitatively. To predict the degree of microsegregation, more exact and appropriate computer simulation technique has been actively used during last two decades. To predict the degree of microsegregation in weld metal, an advanced two dimensional model was suggested. In the new model, both primary and secondary arm regions were defined for the analysis region. The growth in the primary arm region was assumed to be a planar for effective calculation. Especially, for the growth of a secondary arm, a simple and effective mathematical function was established to show the growing pattern. The solute diffusion in the solid phase was calculated by finite difference method (FDM). The solid-liquid interface movement was considered to be in local equilibrium state. The experiments for welding of 310S stainless steel were carried out in order to examine the reasonability and feasibility of this model. The concentration profiles of the solute predicted by this model were compared with those obtained from experimental works.

※ 1998년 2월 21일 접수

* 비회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용연구소

** 정회원, 포항제철 기술연구소 스테인리스 연구팀

*** 정회원, 한양대학교 금속공학과, 철강공정 및 응용연구소

1. 서 론

일반적으로 합금용접부의 응고시에 완전한 평형 응고는 기대하기 어려우며 특수한 조건을 제외하고는 비평형 응고에 의한 편석현상이 반드시 생긴다. 용질재분배로 나타나는 미시편석(microsegregation) 현상은 비평형 제 2상이나 기공(porosity), 균열 등을 형성시키고 기계적 특성에 나쁜 영향을 미칠 수 있다. 따라서 이에 대한 정량적인 예측의 필요성이 대두되고 있다.

기존의 편석 모델은 성장하는 2차 수지상(secondary dendrite)을 평면성장(planar growth)으로 가정한 1차원 모델이 대부분이었다¹⁻¹⁰⁾. 그러나 1차원 모델로는 금속 조직 내부에서 일어나는 3차원적 현상을 완벽하게 표현할 수가 없다. T. Matsumiya 등¹¹⁾과 I. Ohnaka¹²⁾에 의해 2차원 편석 모델이 일부 연구되긴 하였다. 그러나 이들의 모델은 셀룰라(cellular) 조직을 성장하는 방향에 수직되는 단면으로 잘라 용질재분배를 계산하였으므로 실제 주조 및 용접부 조직에서 흔히 나타나는 2차 수지상 영역의 편석현상을 기술하기에는 부적합하다.

F. Masuda 등¹³⁾은 수지상의 성장 방향으로 횡단면을 잘라 2차 수지상의 반평면을 2차원 해석영역으로 하는 모델을 제시하였다. 그러나 이 모델에서도 성장하는 수지상의 응고 계면을 일직선으로 가정하고 있고 1차수지상 부분이 해석영역에서 제외되어 있기 때문에 완전한 2차원 모델로 보기는 힘들다.

본 연구에 앞서 수지상 조직 내에서 발생하는 편석에 대해 기존의 1차원 모델을 발전시킨 새로운 2차원 모델을 개발하였고, Al-4.9wt. %Cu 합금의 일방향응고 실험과 2024 Al 합금의 용접실험을 통해 타당성을 검증하였다.¹⁴⁻¹⁶⁾ 이를 바탕으로 스테인레스강의 용접부에 적용해 보고자 한다. 시편은 오스테나이트로 응고를 시작하여 오스테나이트로 응고를 끝내는 310S 스테인레스강을 사용하였다. 본 연구에서도 앞의 Al-Cu합금의 경우와 같이 1차 수지상과 2차 수지상 가지를 동시에 2차원 해석영역으로 설정하였고, 1차 수지상 가지의 성장은 계산상의 효율을 위해 평면성장(planar growth)으로 가정하고, 2차 수지상의 성장에 대해서는 수학적

인 성장 패턴함수를 이용하였다. 고상 및 액상에서의 용질 이동은 확산 방정식을 유한차분법(FDM)으로 차분화하여 계산하였다. 고/액 계면에서는 국부평형으로 가정하였고, 고/액 계면의 액상에서 온도와 용질농도와의 관계를 이용하여 고/액계면의 이동을 처리하였다.

2. 수치해석

2.1 2차원 해석영역의 설정

Fig. 1과 같이 기존 1차원 편석 연구의 대부분은 2차 수지상의 일부를 1차원 평면성장(planar growth)으로 가정하고 2차 가지의 폭방향 성장에 의해 편석이 되는 효과만을 고려하였다. 그러나 본 연구에서는 이를 개선하여 성장하는 수지상의 횡단면에서 2차 수지상뿐만 아니라 아래쪽의 1차 수지상 영역을 동시에 2차원 해석영역으로 설정하였다.¹⁴⁻¹⁶⁾

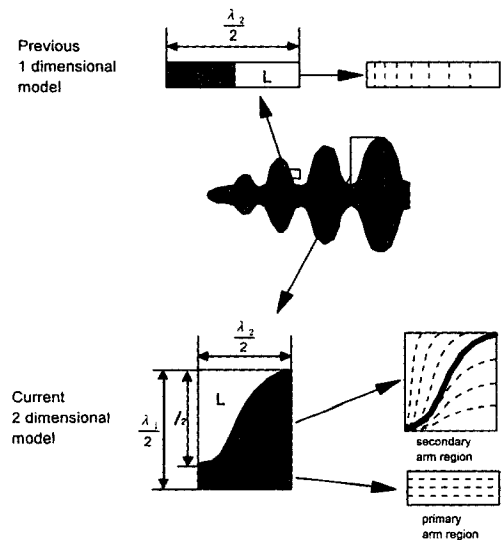


Fig. 1 Schematic illustration of two dimensional model in this study

2.2 성장 패턴 함수의 정의

1차 수지상의 성장은 계산상의 효율을 위해 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 평면성장(planar growth)

으로 가정하였다. 2차 수지상의 경우에는 그 성장 형태를 수학적인 패턴함수를 도입하여 성장하는 수지상의 형상과 유사한 형태로 성장한다고 가정하였다.¹⁴⁻¹⁶⁾

본 연구의 패턴함수를 3차 다항식 $f(x) = 3x^2 - 2x^3$ 으로 정의¹⁶⁾하였고, 이것은 Fig. 2에서 가장 중앙에 위치한 그래프를 나타낸다. 성장패턴은 그래프의 형태를 단계적으로 변화시켜 주기 위해 y축 방향으로의 높이를 α , x축 방향으로의 폭을 β 로 설정한 경우 다음 식을 얻는다.

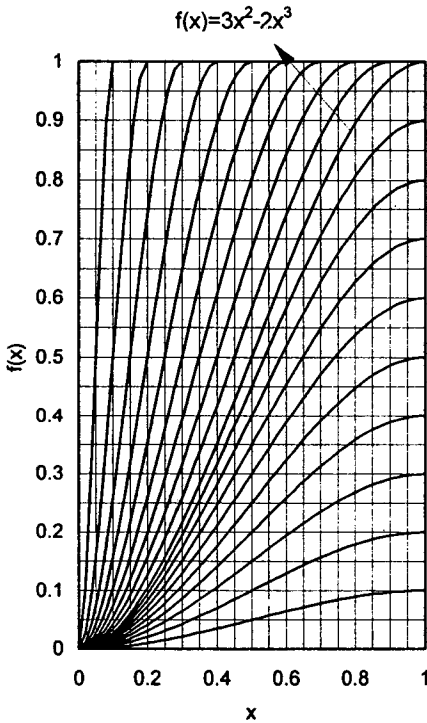


Fig. 2 Definition of growth pattern function by 3rd ordered polynomial in secondary dendrite arm. $f(x) = 3\alpha \left(\frac{x}{\beta}\right)^2 - 2\alpha \left(\frac{x}{\beta}\right)^3$

Fig. 2에 나타난 바와 같이 먼저 β 를 1로 고정하고 계면이 이동할 때마다 α 를 0에서 1.0으로 증가시키면 2차 수지상이 y방향으로 아래에서 위로 성장하는 패턴이 얻어진다. α 가 1이되면, α 를 1로 고정하고 계면이 이동할 때마다 β 를 1.0에서 0으로 줄여 나가면, y축으로 1까지 성장한 2차 수지상이

폭 방향으로 팽창하는 형태의 성장 패턴을 얻을 수 있다. 1차 수지상 간격 λ_1 , 2차 수지상 간격 λ_2 와 2차 수지상의 높이 l_2 를 실험으로 측정을 하여 결정된 다음 (2)식처럼 a 대신 αl_2 를 사용하여 y축 방향의 크기를 0에서 l_2 까지 변화시킬 수 있고, β 대신 $\beta \lambda_2$ 를 사용함으로써 x축 방향으로 λ_2 에서 0까지 단계적으로 변화하는 패턴을 다음 식과 같이 유도할 수 있다.

$$f(x) = \alpha l_2 \left[3 \left(\frac{x}{\beta \lambda_2} \right)^2 - 2 \left(\frac{x}{\beta \lambda_2} \right)^3 \right] \quad (2)$$

이상의 성장 모델로 편석을 해석하기 위해 사용한 수치해석 상의 기본 가정은 다음과 같다.

- 2차원 비정상(transient) 상태로 해석한다.
- 해석영역 온도는 위치에 관계없이 전체에서 균일하다.
- 고상에서 용질 농도는 확산에 의해 지배된다.
- 액상에서 용질은 mechanical mixing에 의해 완전히 혼합된다.
- 고/액계면에서는 국부평형을 이룬다.

2.3 지배방정식의 차분화

고상 및 액상에서의 확산 계산을 위해 다음의 2차원 물질전달 방정식을 지배방정식으로 사용하였다.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial C}{\partial y} \right) \quad (3)$$

여기서 t 는 시간, C 는 농도, 그리고 D 는 확산계수를 나타낸다.

응고시 액상의 초기조성은 Table 1과 같고 이것은 습식분석으로 분석한 결과이다. 대칭성을 고려하여 해석영역을 설정하였으므로 네 번의 경계에

Table 1. The composition of 310S STS

	Cr	Ni	Mn	Si	P	C	S
wt%	24.1	20.6	0.63	0.43	0.014	0.05	0.004

서 각각 대칭인 경계조건으로 처리하였다. 대칭 경계조건은 농도의 출입이 없는 상태 혹은 농도의 구배가 없는 조건과 동일한 의미를 가진다.

x축 방향으로 50개, y축 방향으로 75개로 균일하게 해석영역을 나누어, 총 3,750개의 미소영역으로 분할하였다. 요소의 중심이 식 (2)의 패턴함수에 의해 결정된 곡선 아래에 있는 경우는 고상으로, 그 위에 존재하는 경우는 액상으로 분리하였다.¹⁴⁻¹⁶⁾

고상의 각 요소에서 앞의 지배방정식 (3)을 전진차분법(explicit method)으로 다음과 같이 차별화하였다.

$$C_S^E(i, j) = C_{SB}^E(i, j) + D_S^E \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \left\{ C_{SB}^E(i+1, j) + C_{SB}^E(i-1, j) - 2C_{SB}^E(i, j) \right\} + D_S^E \frac{\Delta t}{\Delta y^2} \left\{ C_{SB}^E(i, j+1) + C_{SB}^E(i, j-1) - 2C_{SB}^E(i, j) \right\} \quad (4)$$

$C_S^E(i, j)$: 현재 시간 t 에서 고상요소 (i, j) 위치의 원소 E 농도

$C_{SB}^E(i, j)$: 이전 시간 $t - \Delta t$ 에서 고상요소 (i, j) 위치의 원소 E 농도,

C_S^E : 고상에서의 원소 E의 확산계수, 위치차 E : 용질원소(Cr, Ni, Mn, 등)

i : x 방향의 요소 위치, j : y축 방향의 요소 위치,

고상과 액상의 계면에서는 다음과 같이 분배계수 k 값을 이용하여 상태도 상의 국부적인 평형상태를 유지시켜 주었다.

$$C_S^* = kC_L^* \quad (5)$$

여기서 C^*S 는 계면에서 고상의 농도이고, C^*L 계면에서 액상의 농도이다.

위의 식 (5)에서 계면의 액상 농도 C_L^* 는 해석영역 전체의 평균농도가 항상 초기 용질 농도 C_0 와 항상 동일하다는 아래의 용질보존(mass balance) 조건에서 구할 수 있다.

$$C_0^E = \frac{(C_{L,tot}^E + C_L^{E,*} \times N_L^* + C_S^{E,*} \times N_S^* + C_{S,tot}^E) \times a}{A}$$

$C_{L,tot}^E$: 계면이 아닌 액상요소에서 원소 E의 농도 총합

$C_L^{E,*}$: 액상 계면에서 원소 E의 농도

$C_{S,tot}^E$: 계면이 아닌 고상요소에서 원소 E의 농도 총합

$C_S^{E,*}$: 고상 계면에서 원소 E의 농도

N_L^* : 액상의 계면 요소 개수,

N_S^* : 고상의 계면 요소 개수

a : 1개 요소 면적, A : 해석영역 전체의 면적
식 (5)를 대입하고 $C_L^{E,*}, C_S^{E,*}$ 에 대해 정리하면 다음의 식을 얻을 수 있다.

$$C_L^{E,*} = \frac{AC_0^E - a(C_{L,tot}^E + C_{S,tot}^E)}{aN_L^* + ak_E N_S^*} \quad (6)$$

차분식 (4)와 계면의 평형 조건식 (6)으로 고상의 용질농도를 계산하고, 전체적인 용질보존(mass balance) 조건을 유지하면서 응고가 끝나는 온도까지 확산 계산을 하였다.

응고 계면의 이동은 아래 식과 같이 확산 계산에 의해 구해지는 온도와 실제 온도와의 관계에 의해 결정된다.¹⁴⁻¹⁶⁾

$$T_c \geq T_a$$

여기서 T_c 는 액상의 용질의 농도로부터 계산된 온도이고, T_a 는 냉각속도에 의해 시간에 따라 감소하는 실제온도이다. 액상의 용질농도와 T_c 와의 관계¹⁷⁾는 다음과 같이 주어진다.

$$T_c = T_L - \{ m_c(C_L - C_i) + m_{Si}(Si_L - Si_i) + m_{Mn}(Mn_L - Mn_i) + m_P(P_L - P_i) + m_S(S_L - S_i) + m_{Cr}(Cr_L - Cr_i) + m_{Ni}(Ni_L - Ni_i) \} \quad (7)$$

여기서 m_x 는 용질 X의 liquidus slope이고, X_L 은 액상에서 용질 X의 농도, X_i 는 용질 X의 초기농도, T_C 는 계산된 액상온도, 그리고 T_L 은 이 시편의 응고 시작 온도이다.

3. 실험 방법

용접금속내 Cr, Ni의 편석거동을 알아보기위해

310S 스테인레스강을 50mmw×100mmh×10mmt 크기로 만들어 아세톤으로 표면을 세척한후 GTA 용접을 행하였다. 310S 스테인레스강의 조성은 Table 1에 나타내었다. 전류 300A, arc length 2mm로 고정시키고 용접속도를 달리하여 각 시편에 GTA용접을 행하였고, 용접속도는 7.5, 10, 20, 40cm/min으로 변화시켰다. 각 시편마다 R-type 열전대를 용접 용융부에 넣어 열분석을 하였고, 이 열분석 데이터로부터 냉각속도를 구하였다.

수지상내 Cr과 Ni의 농도분포를 조사하기 위해 TEM을 이용하였다. TEM의 EDS로 농도를 분석하기 위해서 다음과 같이 시편을 준비하였다. 먼저 다이아몬드 절단기로 얇게 자른 후 80~100 μ m로 연마한 다음 직경 3mm disk punch로 3mm 원판으로 만든다. Jet polisher로 3mm 원판중앙에 작은 구멍을 뚫었고, Jet polishing시에 사용한 etching액의 조성은 methyl alcohol 950ml, HCl 50ml이며, 전압은 20V, 분사속도 3으로 연마를 하였다.

4. 결과 및 고찰

4.1 수지상 간격(Dendrite Arm Spacing) 과 조직사진

용접속도를 달리하여 310S 스테인레스강을 용접한 후 냉각속도에 따라 1차수지상 간격과 2차수지상 간격을 Table 2에 나타내었다. 여기서 PDAS는 1차수지상 간격이고, SDAS는 2차수지상 간격이다. 2차수지상 간격은 국부응고시간의 지수함수 형태로 나타나고, 국부응고시간은 냉각속도의 역수에 비례하고, 냉각속도는 온도구배 G ($^{\circ}$ C/m)×성장속도 R (m/s)로 나타낼 수 있다. 이는 온도구배와 성장속도가 같은 지수를 가진다는 것을 의미한다. 그러나 1차 수지상 간격은 온도구배 G 와 성장속도 R 이 다른 지수를 갖는다. 어쨌든 1차 수지

상 간격과 2차수지상 간격은 양쪽 다 냉각속도의 지수함수 형태로 나타내어진다.

수지상 간격은 냉각속도가 클수록 작아지게 되는데 이는 냉각속도가 클수록 과냉이 커지므로 핵생성이 더 많이 되어 수지상 간격이 줄어들게 된다. 그리고 수지상 간격은 냉각속도의 지수함수 형태이므로 x축(냉각속도)과 y축(수지상 간격)을 로그축으로 나타내면 냉각속도가 증가함에 따라 직선적으로 감소하게 된다. Table 2의 자료를 이용하여 수지상 간격과 냉각속도의 관계를 로그축으로 Fig. 3에 나타내었다. 수지상 간격이 냉각속도에 따라 직선적으로 감소하였다.

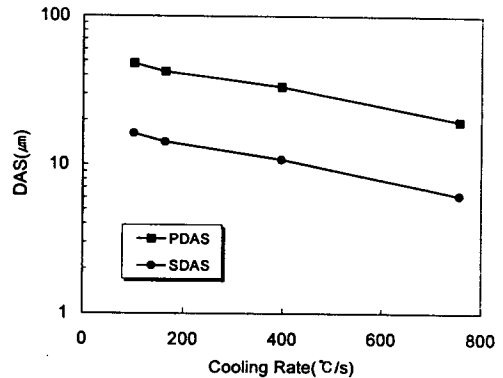


Fig. 3 Dendrite arm spacing with cooling rate

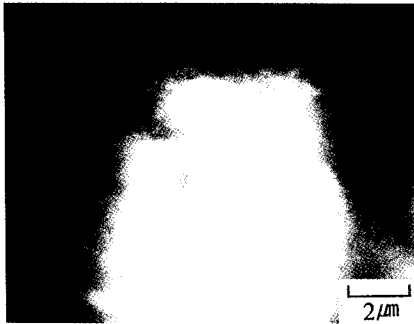
Fig. 4는 310S 스테인레스강에서 용접조건에 따른 TEM 사진으로 (a)는 냉각속도 101.1 $^{\circ}$ C/s(용접속도 7.5cm/min), (b)는 396.8 $^{\circ}$ C/s(용접속도 20cm/min)인 경우이다. 상대적으로 검게 나타난 부분이 수지상 경계이고, (a)와 (b)에 일렬로 찍힌 점은 EDX 분석시에 생긴 점으로 2차 수지상의 농도분포 변화를 관찰하였다. 이것을 수치해석으로 계산한 농도와 비교를 하였다.

4.2 DTA 열분석

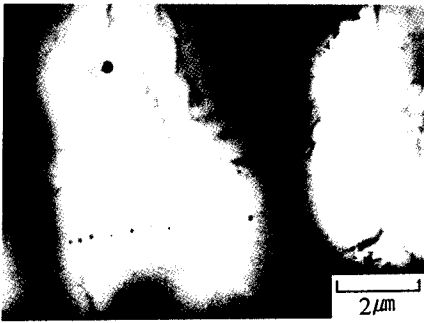
310S 스테인레스강의 응고시작 온도와 응고종료 온도를 구하기 위하여 DTA 열분석을 실시하였다. 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 1427.0 $^{\circ}$ C에서 응고를 시작하여 1385.8 $^{\circ}$ C에서 응고를 종료하였다. Fig. 5에 피크가 2개인 것은 응고가 끝날 무렵 공정반응에 의해 페라이트가 조금 생긴 것에 의한 것

Table 2. Dendrite arm spacing with cooling rate

	Cooling rate ($^{\circ}$ C/s)	PDAS* (μ m)	SDAS** (μ m)
310S	101.1	48	16.2
	162.9	42.3	14.2
STS	396.8	33.4	10.8
	756.0	19.7	6.2



(a) Cooling rate 101.1°C/s



b) Cooling rate 396.8°C/s

Fig. 4 TEM micrographs of weld metal of 310S STS with various cooling Temperature

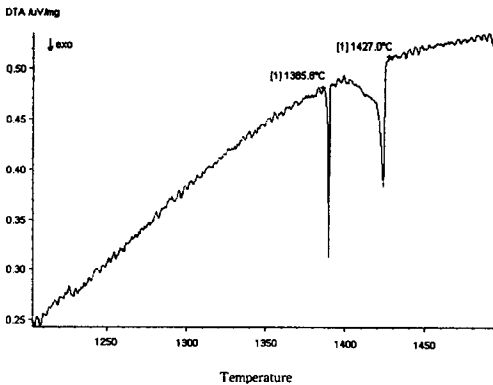


Fig. 5 The result of DTA in 310S STS

으로 추측된다. 수치해석에 의한 응고종료온도는 1383.8°C로 DTA 열분석 결과와 잘 일치하였다.

4.3 농도분포 비교

편석의 수치해석시 농도분포에 가장 크게 영향을 미치는 요인은 평형분배계수 k 이다. 평형분배계수는 조성에 따라, 온도에 따라 달라지고 또 다른 원소의 영향으로 달라질 수 있다. 2원계의 경우는 이런 영향을 고려하여 k 를 변수로 두는 것이 가능하지만 다원계에서는 이런 영향을 고려하는 것이 매우 힘들다. 310S 스테인레스강은 8개 원소로 구성되어 있어서 평형분배계수를 상수로 취급하였다. 본 연구에서 중점적으로 살펴볼 농도분포는 Cr과 Ni이므로 여러 논문¹⁷⁻¹⁹⁾에 나와있는 Cr과 Ni의 평형분배계수를 Table 3에 나타내었다. 실제 실험결과를 보면 수치상 중심과 경계에서 Cr과 Ni의 농도분포가 크게 차이가 나지 않으므로 Table 3에서 가장 큰 값인 0.96을 Cr과 Ni의 평형분배계수로 취했다. 나머지 원소의 평형분배계수¹⁸⁾는 Table 4에 나타내었다.

Fig. 6과 7은 용접속도가 7.5cm/min인 경우와 용접속도가 40cm/min인 경우에 대한 수치해석 결과로써 2차수지상 영역에서 변화하는 용질 Cr의 농도를 3차원적으로 나타낸 것이다. x축은 2차수

Table 3. Equilibrium distribution coefficients of Cr and Ni

Element	Distribution coefficient k (liq. / austenite)	Reference
Cr	0.88	Jong-Bong Lee ¹⁷⁾
Ni	0.94	
Cr	0.78	P. J. Bunyan ¹⁸⁾
Ni	0.96	
Cr	0.96	Fredriksson ¹⁹⁾
Ni	0.94	

Table 4. Equilibrium distribution coefficients of C, Si, Mn, P, and S

Element	Distribution coefficient k (liq. / austenite)	Reference
C	0.34	P. J. Bunyan ¹⁸⁾
Si	0.52	
Mn	0.78	
P	0.13	
S	0.035	

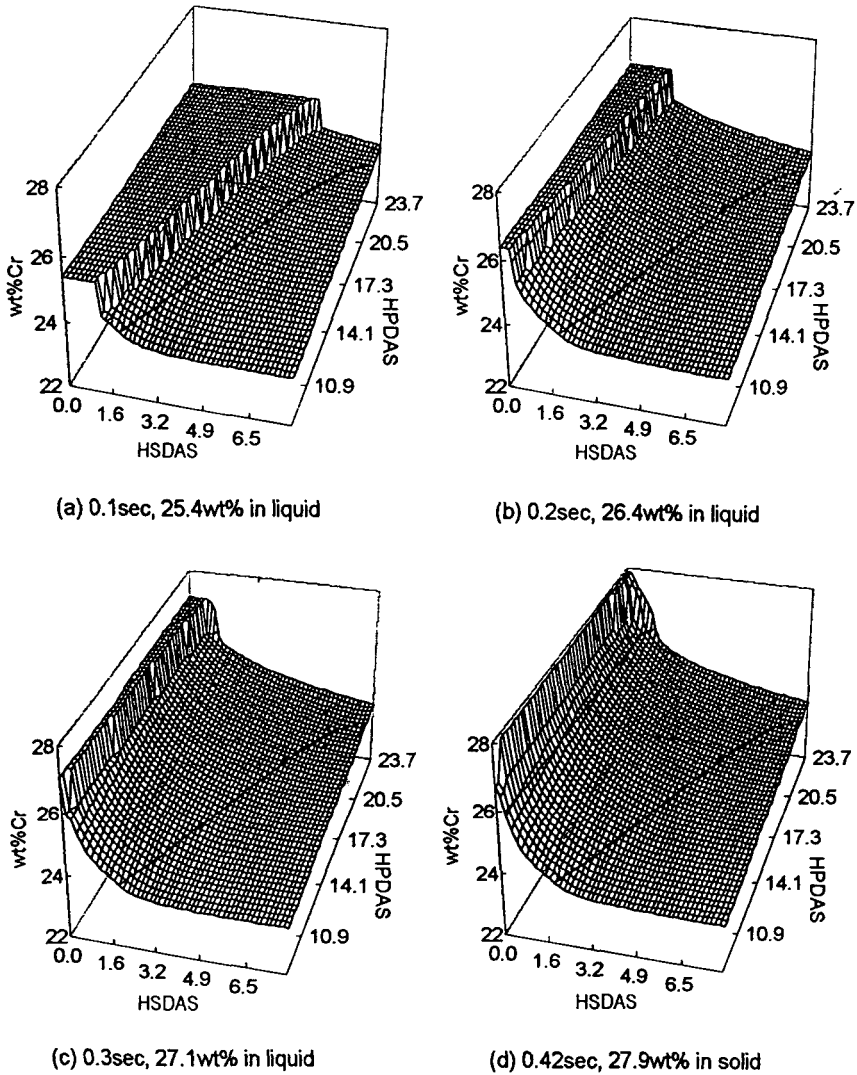


Fig. 6 Variation of Cr concentration predicted by growth pattern function during solidification in case of welding speed 7.5cm/min

지상 거리의 반이고, y축은 2차수지상 높이 (12) 이고, 그리고 z축은 농도를 나타낸다. 시간이 지남에 따라 용질재분배 현상에 의해 고상에서 액상으로 용질을 배출하는 과정을 잘 보여주고 있다. 용접속도가 7.5cm/min인 Fig. 6을 보면, 0.1, 0.2, 0.3sec를 지나는 동안 성장 패턴함수를 따라 액상의 Cr농도가 25.4, 26.4, 27.1wt%로 증가하고 있다. 응고 종료시간인 0.42sec에서는 27.9wt%까지 증가를 한다. 최종 응고 시에 수지상의 내부조성을

보면 중심에서부터 외부로 갈수록 Cr의 농도가 증가하는 일반적인 경향을 잘 나타내고 있다. 용접속도가 40cm/min인 Fig. 7에서도 앞의 경우처럼 0.010, 0.030, 0.041sec를 지나는 동안 액상의 Cr 농도가 25.1, 26.5, 27.1wt%로 증가하고 응고 종료시간인 0.058sec에서 27.9wt%까지 증가를 한다. 이것으로써 용접속도가 빠를수록 국부 응고 시간이 줄어드는 것을 알 수 있다. 그리고 국부 응고 시간의 1/4이 지난 뒤 응고가 반 이상이 진행된

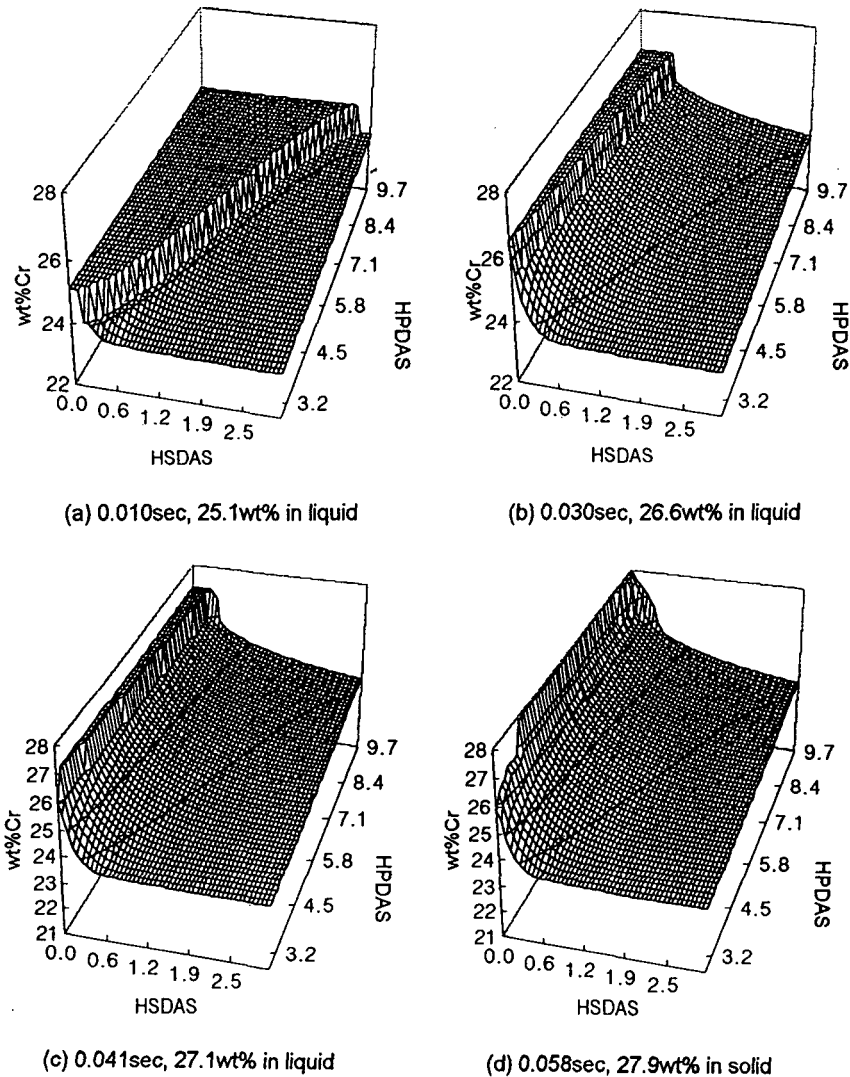


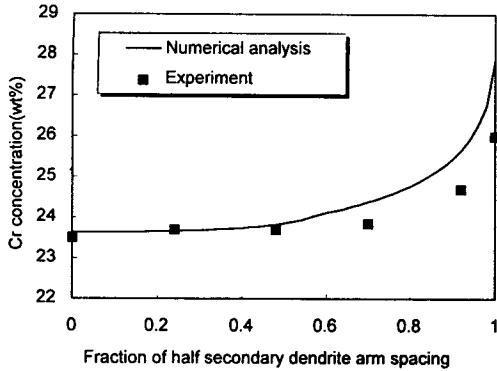
Fig. 7 Variation of Cr concentration predicted by growth pattern function during solidification in case of welding speed 40cm/min

것으로 보아 초기에 응고가 급하게 일어나고 나중에 서서히 일어난다는 것을 알 수 있다.

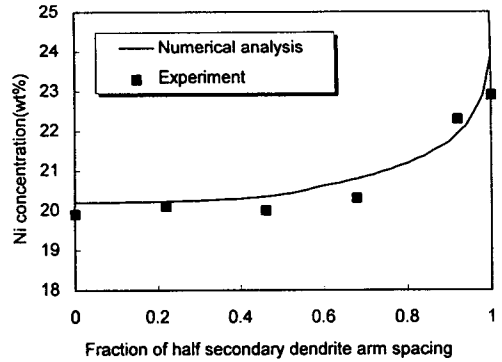
Fig. 8의 (a)는 용접속도가 7.5cm/min, (b)는 용접속도가 20cm/min인 경우에 Cr의 농도분포를 실험결과와 비교한 것이다. 앞에서 언급한 것처럼 수지상의 중심에서 경계로 갈수록 Cr의 농도가 증가하였다. 수지상 중심부분에서는 실험결과와 수치해석결과가 매우 잘 일치하였다. 수치상 경계

에서는 실험결과보다 수치해석결과가 조금 높게 나타났지만 전반적으로 잘 일치를 하였다.

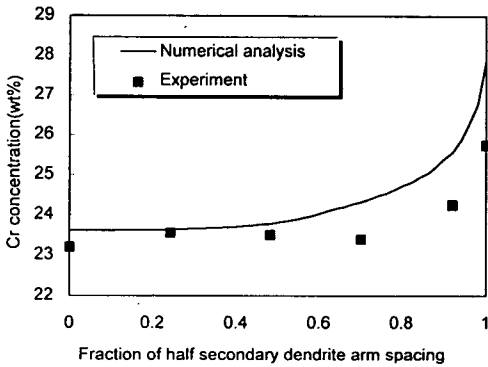
Fig. 9의 (a)는 용접속도가 7.5cm/min, (b)는 용접속도가 20cm/min인 경우에 Ni의 농도분포를 실험결과와 비교한 것이다. 이것 또한 수치상의 중심에서 경계로 갈수록 Ni의 농도가 증가하였다. Ni의 농도분포는 Cr의 경우보다 수치해석결과가 실험결과와 더 잘 일치를 하였다.



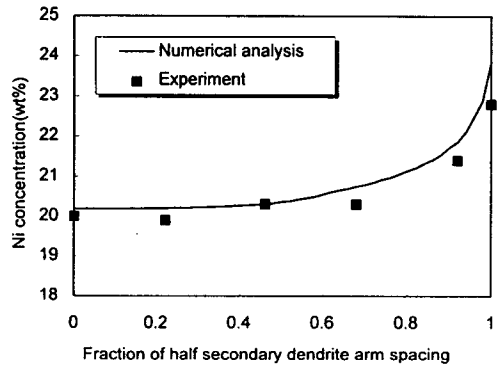
(a) Welding speed 7.5cm/min



(a) Welding speed 7.5cm/min



(b) Welding speed 20cm/min



(b) Welding speed 20cm/min

Fig. 8 Comparison of simulated Cr concentration with measured data in 310S STS

Fig. 9 Comparison of simulated Ni concentration with measured data in 310S STS

Cr과 Ni을 제외한 나머지 원소들의 농도분포를 Fig. 10에 나타내었다. 이 원소들은 Table 1에 나타나 있는 것처럼 1wt%도 되지 않는 미량원소로 S의 경우 0.004wt%이므로 이것의 농도 분포를 나타내기 위해 농도축을 logarithmic scale로 나타내었다. Mn은 평형분배계수가 0.78로 이 원소들 중에서 가장 크므로 수지상 중심과 경계의 농도차가 가장 적게 나타났고, P는 평형분배계수가 0.13으로 가장 작으므로 농도차가 가장 크게 나타났다. C의 경우 평형분배계수가 0.35로 상당히 작지만 수지상 중심과 경계의 농도차가 적게 나타났다. 이는 C가 침입형 원자이므로 확산속도가 다른 것 보다 상대적으로 빠르기 때문에 수지상 중심과 경계의 농도차가 거의 나지 않는다.

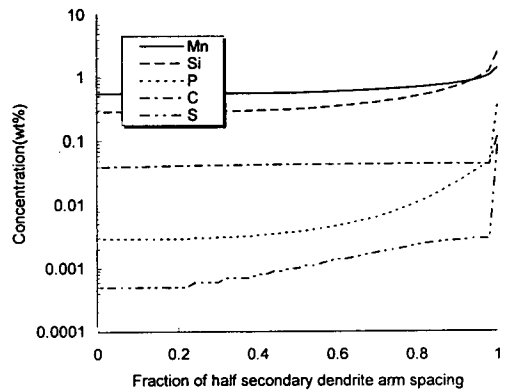


Fig. 10 Concentration profiles of the other elements except Cr and Ni in 310S STS

6. 결 론

본 연구의 2차원 미시편석 모델로 310S 스테인레스강 용접부의 편석거동에 관한 수치해석을 한 결과와 실험결과를 비교하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 수치상의 성장패턴을 수학적 함수로 가정하는 새로운 2차원 모델로 Cr, Ni, Mn, Si 등의 농도 분포, 응고 종료 온도 등을 예측할 수 있었다. 이 원소 모두 평형분배계수가 1보다 작으므로 수치상 중심에서 경계로 갈수록 농도가 높아졌다.

2. 수치해석으로 계산된 응고종료온도는 1383.8℃로 DTA 열분석으로 측정한 응고종료온도 1385.8℃와 잘 일치할 하였다. 이로써 액상온도 (TC)와 액상에서의 용질농도와와의 관계식 (식 (7))이 타당하다고 사료된다.

3. 수치상에서 편석에 의한 Ni 농도분포의 경우 수치해석결과와 실험결과가 잘 일치할 하였다, Cr 농도분포의 경우 수치상 중심부에서는 수치해석결과와 실험결과가 잘 일치할 하였지만 수치상 경계쪽에서는 실험치가 수치해석결과 보다 상대적으로 낮게 나왔다.

후 기

본 연구의 일부는 과학재단 핵심전문연구비 (961-0801-002-2) 지원으로 수행되었으며 이에 깊이 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J. A. Sarreal and G. J. Abbaschian; "The effect of solidification rate on microsegregation"; *Metal. Trans. A* 17 (1986), 2063
2. T. W. Clyne and W. Kurz; "Solute Redistribution During Solidification with Rapid Solid State Diffusion"; *Metall. Trans. A*, 12 (1981), 965
3. M. Solari and H. Biloni; "Microsegregation in cellular and cellular dendritic growth"; *J. Cryst. Growth*, 49 (1980), 451
4. M. Basaran; "Dendrite coarsening and microsegregation in Al-Cu alloys"; *Metall. Trans. A*, 12 (1981), 1235
5. A. Roosz, E. Halder, H. E. Exner; "Numerical analysis of solid and liquid diffusion in microsegregation of binary alloys"; *Materials Science and Technology*, 1 (1985), 1057
6. A. Roosz, E. Halder, H. E. Exner; "Numerical calculation of microsegregation in coarsened dendritic microstructures"; *Materials Science and Technology*, 2 (1986), 1149
7. A. J. W. Ogilvy and D. H. Kirkwood; "A model for the numerical computation of microsegregation in alloys"; *Applied Sci. Res.*, 44 (1987), 43
8. L. Nastac, S. Chang, D. M. Stefanescu and L. Hadji; "A model for microsegregation in multicomponent systems solidifying with equiaxed morphology"; *Microstructural Design by Solidification Processing*, Chicago, Illinois, USA (1992), 57
9. M. Rappaz and V. R. Voller; "Modeling of Micro-Macroseggregation in Solidification Processes"; *Metall. Trans. A*, 21 (1990), 749
10. A. A. Howe; "Micro-Segregation in Peritectic Alloys, Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Process - V"; *TMS*, (1991), 461
11. T. Matsumiya, H. Kajioaka, S. Mizoguchi, Y. Ueshima, and H. Esaka; "Mathematical Analysis of Segregations in Continuously-cast Slabs"; *Trans. ISIJ*, 24 (1984), 873
12. I. Ohnaka; "Mathematical Analysis of Solute Redistribution during Solidification with Diffusion in Solid Phase"; *Trans. ISIJ*, 26 (1986), 1045
13. F. Masuda, H. Nakagawa and J. B. Lee; "Weld Cracking in Duplex Stainless Steel (Report II)"; *Trans. JWRI*, 18-1 (1989), 107
14. 박진우, 김정호, 안상근, 이창희, 윤의박; "성장패턴을 이용한 미시편석의 수치해석";

- 대한 금속학회지, vol. 34, No. 7 (1996), 837
15. J.H. Kim, J.W. Park, C.H. Lee, E.P. Yoon : "Numerical modeling of microsegregation in binary alloys": *Journal of Crystal Growth*, 173 (1997), 550
 16. 박준민, 윤의박, 이창희 : "Al-Cu 합금 용접 금속부의 미세편석에 관한 해석"; *대한금속학회지*, 36권 5호, 1998.5, 768-775
 17. J.B. Lee : "二相ステンレス鋼の溶接凝固割れ感受性とその改善に関する基礎的研究": Ph. D. Thesis, Osaka Univ., (1989)
 18. P. J. Bunyan, S. Dellar and N. Blake : "Computer simulation of microsegregation and precipitation in steel casting": *Materials Forum*, 16 (1992), 215
 19. H. Fredriksson : "The solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification": *Met. Trans.*, 3 (1972), 2989