

과냉을 고려한 2원계합금 용접용융부의 미시편석 거동에 대한 수치해석 모델링

박종민* · 박준민** · 이창희***

Numerical Modeling on Microsegregation with Tip-undercooling in Weld Metal of Binary Alloys

Jong Min Park*, Jun Min Park** and Chang Hee Lee***

Key Words : Tip undercooling(수지상 침단의 과냉), Microsegregation(미시편석), Eutectic fraction(공정 분율), Weld metal solidification(용접부 응고)

Abstract

The previously developed two dimensional model was modified in order to predict more accurately the degree of microsegregation and eutectic fraction in weld metal whose solidification rate is very fast. The model employed the same assumptions with previous model but considered of a tip undercooling. The previously predicted microsegregation and eutectic fraction had the discrepancies between simulated and examined results in the weld metal solidification. The experiments for the weld metal solidification of 2024 Al and Fe-Ni alloy were carried out in order to examine the reasonability and feasibility of this modified model. The concentration profile of the solute and eutectic fraction predicted by the simulation agreed well with those found from experimental works. According to the results, it was believed that the dendrite tip undercooling considered in the modified model be reasonable for predicting the degree of microsegregation more accurately in weld metal solidification. In the GTA welds, degree of dendrite-tip undercooling increases with increasing solidification rate(welding speed). This serves to increase the concentration of dendrite core and thus result in reducing the degree of segregation. And solid state diffusion(back diffusion) during solidification is very low in the weld metal solidification so that little additional homogenization of solute occurs during solidification. With consideration of tip undercooling this modified model can predict exactly degree of microsegregation and eutectic fraction from slow solidification(casting) to fast solidification(welding).

※ 1999년 1월 16일 접수

* 비회원, 대우중공업(주)

** 비회원, 한양대학교 금속공학과

*** 정회원, 한양대학교 금속공학과

이창희 : chlee@email.hanyang.ac.kr

1. 서 론

일반적으로 합금의 응고 시 완전한 평형응고는 기대하기 어렵고 대부분 비평형 응고를 하게 되는데 이때 용질의 재분배에 의한 미시편석(microsegregation)이 발생하게 된다. 미시편석은 비평형 2상이나 기공, 균열 등을 조장시켜 금속제품의 기계적, 화학적 성질을 저하시키게 된다. 따라서 이에 대한 정량 및 정성적인 예측의 필요성이 대두되고 있다. 최근에는 이러한 미시편석의 예측에 수학적 해석해에 의한 방법보다는 컴퓨터를 이용한 수치 해석적인 방법이 주로 사용되고 있다. 그러나 기존의 모델들은 성장하는 2차수지상을 평면성장으로 가정한 1차원 모델¹⁻⁵⁾이 대부분이다.

J.W. Park⁶⁾, J.M. Park⁷⁾ 등은 패턴함수(Pattern Function)을 도입하여 새로운 2차원 모델을 개발하였으며, 이를 Al-4.9wt.%Cu 합금의 일방향 응고 실험에 적용하여 T.Matsumiya⁸⁾, I.Ohnaka⁹⁾, F.Masuda¹⁰⁾ 등의 1차원 모델보다는 우수하다는 것을 증명하였다¹¹⁻¹³⁾. 이 모델은 기존의 모델들이 1차 수지상에 대한 고려가 없는 것을 개선하여 1차 수지상과 2차 수지상을 모두 해석영역으로 설정하였으며 2차원 해석영역의 크기는 1차 및 2차 수지상 간격을 예측한 이론식을 사용하였다. 1차수지상의 성장은 계산상의 효율을 위해 평면성장으로 가정하고 특히 2차수지상의 성장에 대해서는 수학적 패턴함수를 사용하였으며, 고상 및 액상에서의 용질 이동은 확산 방정식을 유한 차분법(FDM)으로 차분화하여 계산하였다. 고액계면에서는 상태도 상의 평형상태를 유지시켜주고, 상태도 상에서 구한 온도와 측정된 실제 온도가 균형을 이루면서 계면이 이동하도록 하였다. 그러나 이 모델을 응고속도가 빠른 용접부에 적용하였을 때, 용접속도에 따른 수지상 중심의 농도 변화와 공정상 분율에 있어 약간의 오차를 보였다.¹³⁾ 이러한 오차를 극복하기 위해서는 고상에서의 용질의 확산속도가 매우 빨라지거나 액상에서의 확산속도가 매우 느릴 경우 가능하게 된다. 그러나 이것은 현실적으로 불가능하다고 판단되며, 그 주원인은 용접과 같은 빠른 응고 시에는 고려해야 할 수지상 선단의 과냉효과를 무시하였기 때문에 생긴 오차라고 사려된다. 따라서 본 연구에서는 이러한 수지상 선단의 과냉을 첨가하여 개선된 모델을 개발하였다. 수지상 선단의 과냉을 고려한 편석모델의 타당성을 검증해 보기 위해 다양한 용접조건 하에서 용접실험을 실시하여 수지상 내의 농도분포와 공정상 분율을 EPMA와 image analyzer를 이용하여 각각

측정하여 그 결과를 모델링 결과와 비교하여 보았다. 시편은 Al-4.44%Cu와 Fe-17.3%Ni 두 종류의 2원계 합금을 선택하여 사용하였다.

2. 수치해석

본 연구에서 사용한 수치해석 모델은 기 발표한 모델¹¹⁻¹⁴⁾에 수지상 선단의 과냉을 첨가시켜 발전시킨 모델로 해석영역의 설정, 성장패턴함수의 정의, 지배방정식의 차분화등의 수치해석방법은 이미 발표한 논문과 유사하기 때문에 그 설명은 간략하게 하고 수지상 선단의 과냉을 수치해석 프로그램에 첨가한 방법만을 자세히 설명하고자 한다.

2.1 해석영역 설정 및 Pattern function

Fig.1 (b)와 같이 2차 수지상 영역만을 해석영역으로 설정하여 직선적으로 성장시킨 기존의 1차원 편석 연구와는 달리 본 모델에서는 1차수지상 영역과 2차수지상 영역을 모두 포함시켜 2차원적으로 해석영역을 설정하였으며 특히 2차수지상 성장 시 패턴함수 $f(x) = 3\alpha \left(\frac{x}{\beta}\right)^2 - 2\alpha \left(\frac{x}{\beta}\right)^3$ 를 이용하여 실제 수지상 성장모

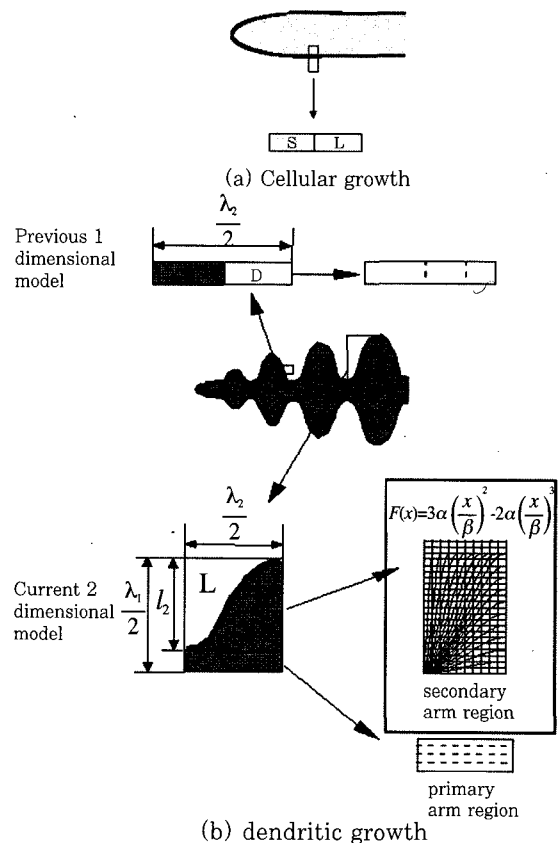


Fig 1. Schematic illustration of analysis region and 3rd ordered polynomial function

양을 고려하여 주었다. 이 식에서 α 와 β 를 적당하게 변화시키면 Fig.1의 네모안에 나타낸 것처럼 2차수지상 성장을 모사할 수 있다.

결정성장이 cellular 성장인 경우는 Fig.1 (a)처럼 1차원 해석영역을 설정하여 주는 것이 타당하리라 생각된다.

2.2 1차수지상 선단의 과냉(Tip-undercooling)

성장속도(응고속도)가 빠른 용접부의 응고미시편석을 보다 정확하게 예측하기 위하여, 성장속도 및 온도 기울기에 따른 1차수지상 전방의 과냉을 고려하고자 하였다. 과냉의 정도는 성장속도가 빠를수록 온도 기울기 영향보다는 성장속도에 의존하게 되는데 용접과 같은 빠른 응고 시에는 이러한 수지상 선단의 과냉을 무시하고 모델링을 할 경우 상당한 오차를 보이게 된다. 따라서 본 논문에서는 이러한 과냉도를 Burden & Hunt^{15,16)}의 방정식을 이용하여 고려하여 주었다.

고상과 액상의 계면에서는 상태도 상의 평형상태를 수지상 선단의 총 과냉은 다음과 같은 3가지 항목으로 나타낼 수 있다.

$$\Delta T = \Delta T_D + \Delta T_s + \Delta T_k \dots\dots\dots (1)$$

여기서, ΔT_k 는 용질원자가 액상에서 고상의 표면으로 전이 될 때의 계면반응을 할 수 있게 하는 계면의 동역학적 과냉 (interfacial kinetic undercooling) 과냉으로 약 $10^{-4}K$ ¹⁹⁾ 정도로 알려져 있다. 이것은 다른 항에 비해 매우 작기 때문에 일반적으로 무시한다. ΔT_D 는 수지상 선단에 용질원자들이 축적되어 발생하는 용질 과냉(solute undercooling)이고, ΔT_s 는 삼투압 효과에 의해 발생하는 곡률과냉(curvature undercooling)을 나타낸다. Burden & Hunt^{15,16)}등은 수지상 선단의 과냉에 대하여 이론적인 분석과 함께 정밀한 실험을 실시하여 좋은 결과를 얻어 낼 수 있었다. 그들은 최소 과냉 조건으로 수지상이 성장을 한다고 가정하고 수지상 선단은 반경 R을 가진 반구라고 가정하여 다음과 같은 식을 얻어 낼 수 있었다.

$$\Delta T = \frac{G_L D_L}{V} + 2^{3/2} \left[- \frac{m_L (1-k_0) C_\infty \Gamma}{D_L} \right]^{1/2} V^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

$$R = \sqrt{\frac{2\Gamma D}{[-mV(1-k)C_\infty]}}$$

여기서 G_L 는 액상으로의 온도 기울기, D_L 는 액상에서의 확산 계수, V는 성장속도(용접속도), m_L 은 액상선의 기울기, k_0 는 평형분배계수, C_∞ 는 초기조성, Γ 는

Gibbs-Thompson coefficient, R은 수지상 선단의 반경을 나타낸다. 식(2)에서 성장속도 V가 빠른 경우에는 앞 항 $G_L D_L / V$ 는 거의 무시할 정도로 작게 되는 반면, 뒤의 항에 의하여 성장속도 V가 증가할수록 과냉도는 증가하게 됨을 알 수 있다. 또 식(2)에서 곡률 효과에 의한 과냉만을 고려하면 식(3)을 얻을 수 있다.

곡률과냉은 $\Delta T_s = \frac{2\Gamma}{R}$ 이고 수지상 선단의 반경은

$$R = \left(\frac{2\Gamma D}{[-mV(1-k)C_\infty]} \right)^{1/2} \text{ 이므로}$$

$$\Delta T_s = \frac{-2m\Gamma V(1-k)C_\infty}{\sqrt{D}} \dots\dots\dots (3)$$

결과적으로 식(2)에서 첫째 항은 용질에 의한 과냉이고 둘째 항은 Gibbs-Thompson 효과에 의한 수지상 선단의 반경 변화에 따른 과냉도를 나타내고 있는 것이다. Fig.2에 식(3)에 의해 계산되는 1차 수지상 반경에 의한 과냉도 ΔT_s 가 평형 상태도에 미치는 영향을 보여주고 있다. 성장하는 결정의 반경이 무한히 클 때의 액상선보다 유한 곡률반경 R을 갖고 성장할 경우 과냉(ΔT_s)에 의한 액상선의 이동이 발생하게 된다. 이 액상선의 이동을 고려할 경우 생성되는 고상의 조성은 C_s 에서 C_s^* 로 증가하게 되는 것이다.

2.3 프로그램 순서도

Fig.3에 개략적인 순서도를 나타내었다. 우선, 냉각

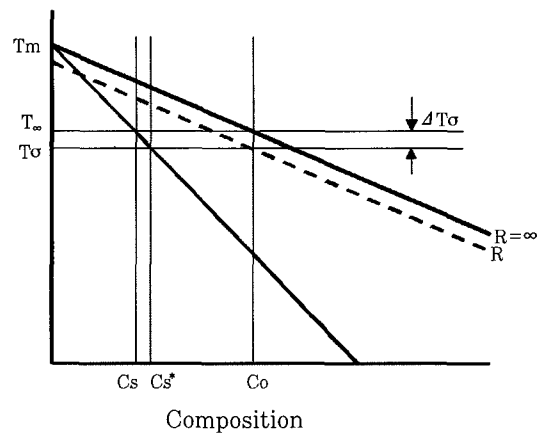


Fig. 2 The shift of the liquidus line in the phase diagram due to the finite radius of the tip
 Tm : melting point
 T∞ : Temp. with infinite radius
 TR : Temp. with finite radius
 Cs : Composition of solid phase at S/L interface

속도와 성장속도, 물성치 등의 데이터들을 입력하면, 해석영역의 크기를 설정하고 1차수지상 선단의 과냉을 계산하여 Fig.2와 같이 상태도를 수정한다. 해석영역의 크기가 결정되면 계면의 이동 위치를 추적하고 이동된 위치에서 유한차분법에 의한 확산 계산을 수행한다. 계면의 이동의 모양은 응고모드에 따라 평면성장 또는 수지상 성장을 하게 한다. 계면 이동조건을 만족할 때까지 확산 계산을 반복하고 이동하는 순간마다 결과 데이터를 저장한다. 전체 온도가 공정 온도에 도달하거나 고상율이 1인 시점까지 위의 과정을 반복하고 프로그램을 종료한다.

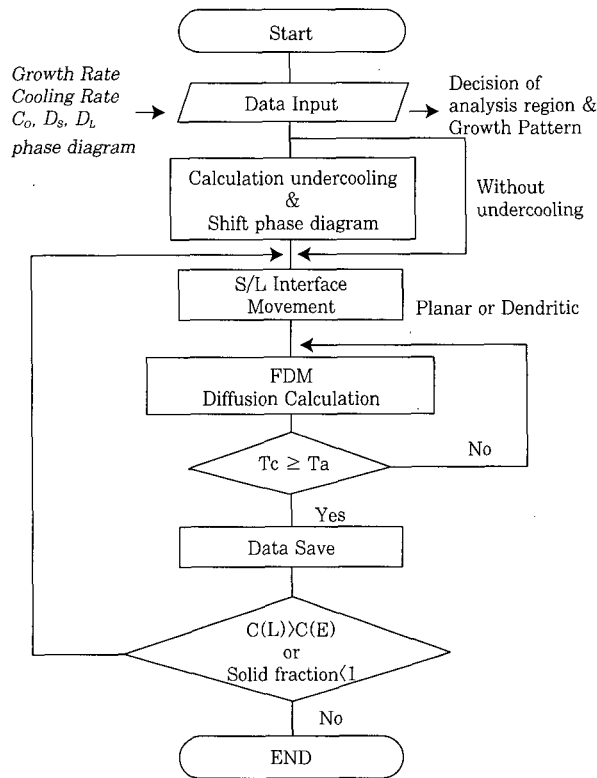


Fig. 3 Flow chart of program for prediction of microsegregation

3. 실험 방법

3.1 시편 준비 및 용접

모델링으로 예측한 용질의 편석 거동을 확인하기 위하여 Al-4.44%Cu와 Fe-17.3%Ni 합금을 선택하여 용접을 한 후 용질의 편석을 EPMA로 분석하였다.

Al-Cu

용접금속내 Cu의 편석거동을 알아보기 위해 약 4.44wt%Cu가 들어있는 Al 2024를 50×100×10(너비(mm)×길이(mm)×두께(mm)) 크기로 만

들어 아세톤으로 표면을 세척한 후 GTA용접을 행하였다. 전류는 170A, arc length는 2mm로 고정시키고 용접속도 10, 15, 20, 30, 40, 60cm/min 로 GTA용접을 행하였고, 용접을 행하면서 R-type 열전대를 용접 용융부에 넣어 냉각속도를 측정하였다.

Fe-Ni

Fe-Ni 이원계 합금계에서는 초기 조성이 일정할 때 용접속도에 따른 편석의 경향을 보기 위하여 먼저 SS41강 위에 일정한 양의 순수 Ni foil을 spot 용접하여 고정시킨 후 GTA로 고입열량(전류 300A, 속도 10cm/min)을 주면서 용접하여 용접부의 성분이 약 17.3%Ni의 합금을 만들었다.

표면을 grinding 하여 표면의 산화막을 제거한 후 1차 용접부 내에서 용융풀이 형성되게 하여 후속 pass에 의한 모재와의 회석에 의해 성분 변화가 일어나지 않게 하면서 응고속도변화를 주게 하였다. 이때 용접속도는 15, 30, 50, 80cm/min로 변화시키면서 용접을 실시하였다. 이때 전류는 200A로 arc length는 2mm로 고정시켰다. 냉각속도는 알루미늄 합금에서와 같이 R-type 열전대를 이용하여 측정하였다.

3.2 미세조직 관찰 및 농도분석

Al-4.44%Cu합금의 미세조직 관찰을 위해서 Flick's 용액을 사용하였으며 그 조성은 증수류 90ml, HCl 15ml, HF 10ml로 약 10초간 에칭하였다. 수지상내 Cu의 농도분포를 조사하기 위해서는 STEM을 이용하였으며 공정분율의 측정에는 image analyzer를 사용하였다. STEM으로 농도를 분석하기 위해서 다음과 같이 시편을 준비하였다. 먼저 diamond cutter로 얇게 자른 후 30μm이하로 연마한 다음 직경 3mm disk punch로 3mm원판으로 만든다. Jet polishing시에 사용한 etching액의 조성은 225ml ethanol + 100ml perchloric(HClO₄)이고, -50℃에서 15~20V로 연마를 하였다.

Fe-17.3%Ni의 경우는 SEM 과 EPMA를 이용하여 수지상내의 농도분포를 조사하였다. Fe-17.3%Ni 조직검사를 위한 부식액으로는 Kalling's reagent를 사용했으며 그 조성은 CuCl₂ 2g, HCl 40ml, ethanol 40ml이다.

4. 결과 및 고찰

4.1 냉각속도 및 미세조직

Table 1에 Al-4.44%Cu와 Fe-17.3%Ni계의 용접

Table 1. Conditions of solidification of weld metal

Al-4.44%Cu			Fe-17.3%Ni		
Welding Speed (cm/min)	Cooling Rate (°C/s)	Temperature Gradient (°C/m)	Welding Speed (cm/min)	Cooling Rate (°C/s)	Temperature Gradient (°C/m)
10	74.3	4.46×10^4	15	240.0	9.6×10^4
15	258.6	1.03×10^5	30	373.3	7.4×10^4
20	374.6	1.12×10^5			
30	487.9	9.76×10^4	50	842.5	1.02×10^5
40	572.0	8.58×10^4	80	2857.8	2.2×10^5
60	1815.0	1.82×10^5			

조건과 각 용접조건에 따라 열전대를 이용하여 측정된 냉각속도를 나타내고 있다. 두 경우 모두 용접속도가 빨라질수록 냉각속도가 빨라지는 것을 확인할 수 있다.

프로그램 수행시 기본 데이터로 사용되는 고액계면에서 온도기울기 $G(°C/m)$ 는 식(3)으로 계산할 수 있다.

$$G = \frac{C}{R} \quad (3)$$

여기서 C 는 냉각속도($°C/sec$)를 R 은 성장속도(m/sec)를 나타낸다. 용접중앙부에서는 성장속도와 용접속도가 같아짐을 이용하여 온도기울기를 계산할 수 있었다.

Fig.4에는 용접속도에 따른 미세조직을 보여주고 있다. Al-4.44%Cu와 Fe-17.3%Ni 두 합금계 모두에서 용접속도가 빨라지면 냉각속도가 빨라지고 수지상 크기가 작아짐을 확인할 수 있다.

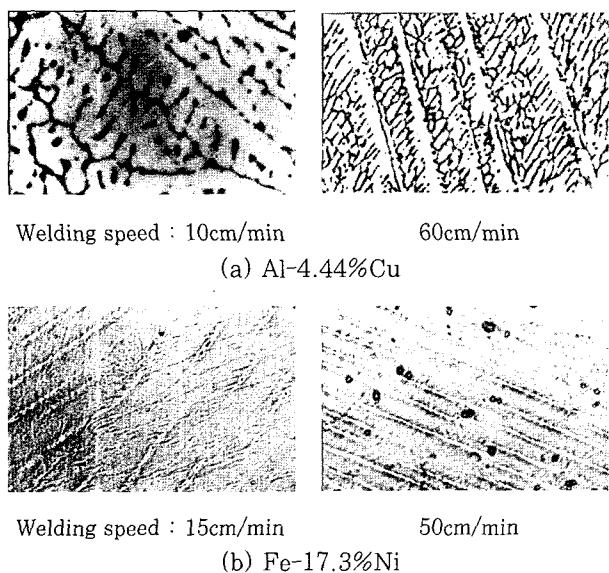


Fig. 4 Microstructures of Al-4.44%Cu & Fe-17.3%Ni with welding speed

4.2 농도분포 비교

Al-Cu 계

Fig.5와 Fig.6는 과냉의 영향을 가장 크게 받는 용접속도가 60cm/min인 경우의 2차 수지상 영역의 용질의 재분배를 응고시간에 따라 3차원적으로 나타내었다. x축과 y축은 수지상의 크기를 나타내고 있으며 z축은 용질의 농도를 표시하고 있다. 시간이 지남에 따라 용질의 재분배 현상에 의해 고상에서 액상으로 용질을 배출하는 과정을 잘 보여주고 있다. 시간이 (a) 0.014, (b) 0.028, (c) 0.032으로 변함에 따라 고상의 분율은 증가하고 액상의 분율은 점차 감소하면

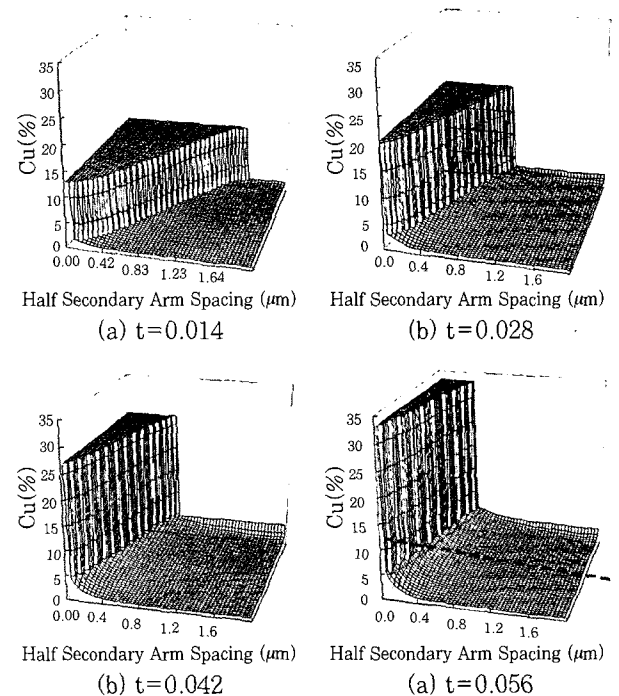


Fig. 5 3-dimensional solute redistribution in Al-4.4%Cu with consideration of tip-undercooling when welding speed is 60cm/min

서 그 조성은 점차 증가하고 있음을 알 수 있다. 결국 응고 종료시간인 (d) 0.056이 되면 액상의 조성이 공정조성이 된다. Fig.5은 수지상 침단의 과냉을 고려한 경우이고 Fig.6는 그렇지 않은 경우이다. 초기에 생성되는 고상의 조성이 과냉을 고려한 Fig.5에서는 1.85%로 그렇지 않은 Fig.6에서는 0.69%보다 훨씬 높게 나타난다. 이렇게 초기에 생성되는 고상의 조성의 차이는 결국 공정조성을 갖는 액상의 양의 차이로 나타나게 되는 것이다. 응고 종료시간인 (d)의 경우를 비교하여 보면 그 차이를 확인할 수 있다. 과냉을 고려한 경우는 7.79%, 그렇지 않은 경우는 9.36%이다. 점선은 EPMA 결과와 모델링 결과를 2차원적으로 비교하기 위하여 사용한 2차수지상 중심을 나타내고 있다.

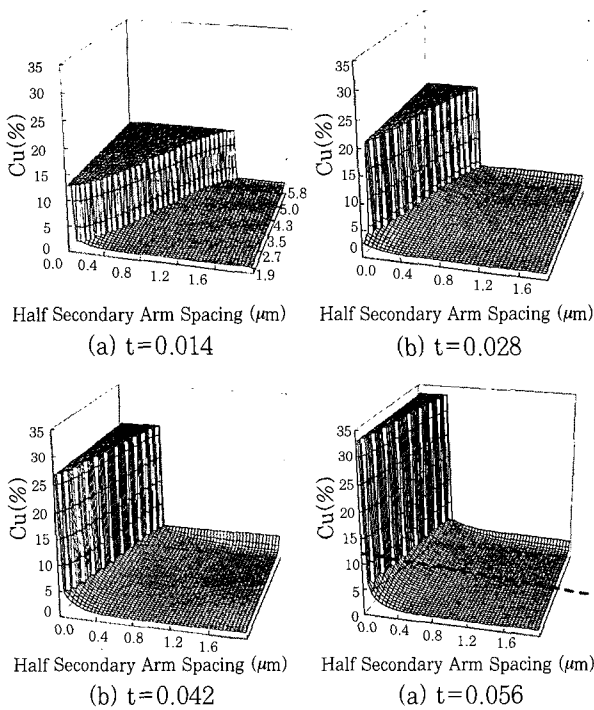


Fig. 6 3-dimensional solute redistribution in Al-4.4%Cu without consideration of tip-undercooling when welding speed is 60cm/min

Fig.7에 수지상 선단의 과냉효과를 고려하지 않았을 때의 용질의 재분배를 용접속도 10cm/min와 40cm/min에 대하여 2차원적으로 나타내어 보았다. 가로축은 원래 수지상 중심에서 경계쪽으로의 거리를 나타내지만 용접속도가 다르면 해석영역의 크기가 달라지게 되어 원래의 거리를 사용할 경우 직접 비교하기 어려워 편의를 도모하기 위하여 수지상 내의 상대적인 위치를 나타낼 수 있게 수지상 크기를 일반화시켜 사용하였다. 선으로만 나타낸 것이 액상에서의 용

질원자의 이동이 완전확산(mechanical mixing)이라고 가정하였을 때의 모델링 결과이고 선과 도형으로 표시된 것은 액상에서의 용질원자 이동은 농도 기울기에 따른 확산제어(diffusion control)에 의한 것이라고 가정하였을 때의 모델링 결과이다.

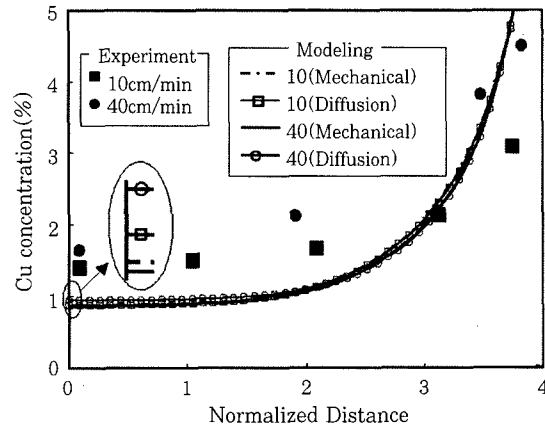


Fig. 7 Solute redistribution without tip-undercooling in the Al-4.4%Cu weld

먼저 액상에서의 용질원자 이동이 완전확산이라고 가정하였을 때의 결과를 살펴보면 용접속도가 빠른 40cm/min인 경우가 수지상 중심에서의 농도가 더 낮게 예측을 하고 있다. 이것은 용접속도가 빠를수록 back diffusion할 시간이 작기 때문이라고 사려된다. 즉 용접시의 응고속도는 매우 빨라 back diffusion의 영향이 없음을 나타내어 주고 있는 것이다. 하지만 EPMA를 이용하여 측정한 결과를 보면 용접속도 40cm/min인 경우가 수지상 중심의 조성이 더 높게 나타나고 있다. 실험 결과와 모델링 결과가 값의 차이뿐만 아니라, 용접속도에 따른 수지상 중심의 농도 경향도 다름을 알 수가 있다. 점선으로 표시된 액상에서의 확산을 고려하였을 때의 결과는 실험값과 같은 경향을 보이고 있다. 이것은 역시 back diffusion의 영향이 거의 없는 대신 이동하는 계면 전방의 용질원자의 축적이 용접속도가 빠른 경우가 더 크기 때문에 나타나는 결과이다. 하지만 그 정도 또한 매우 작아 실험값과 모델링 값이 오차를 보이고 있음을 알 수 있다. 수지상 중심의 조성을 수지상 선단의 과냉을 고려하지 않은 모델로 예측할 때, 오차를 극복하기 위해서는 고상의 확산계수가 기존의 값의 약 30배¹³⁾ 정도 빨라지거나 혹은 액상에서의 확산 속도가 30배정도 느려지면 가능하게 된다. 또는 해석영역이 아주 작아지는 경우에도 가능하게 된다. 그러나 이런 경우는 있을 수가 없으며 이러한 오차는 수지상 선단의 과냉효과가 주원인이라고 생각할 수 있다. 액상에서의 용질의 이동을

Fig. 7의 확산제어라고 가정하고 1차 수지상 성장시 수지상 선단의 과냉을 고려한 결과를 Fig. 8에 보여 주고 있다. 가로축은 Fig. 7에서와 마찬가지로 일반화시킨 수지상 중심에서 경계쪽으로의 거리를 나타내고 세로축은 용질(Cu)원자의 조성을 나타내고 있으며, 용접속도 10cm/min와 40cm/min인 경우를 비교하여 보여주고 있다. line으로만 표시된 모델링 결과는 1차 수지상 선단의 과냉을 고려하지 않은 경우의 용질의 재분배를 나타낸 것이고 line+symbol은 1차 수지상 선단의 과냉을 고려한 결과를 보여 주고 있다. 1차 수지상 성장시의 과냉은 용접속도가 빠를수록 증가하게 되고 과냉도가 커짐으로써 처음 생성되는 1차수지상 중심의 조성은 커지게 된다. 실험값과 비교 해 보았을 때 수지상 선단의 과냉을 고려한 모델링 결과가 그렇지 않은 경우보다 훨씬 더 잘 일치하고 하고 있음을 알 수 있다.

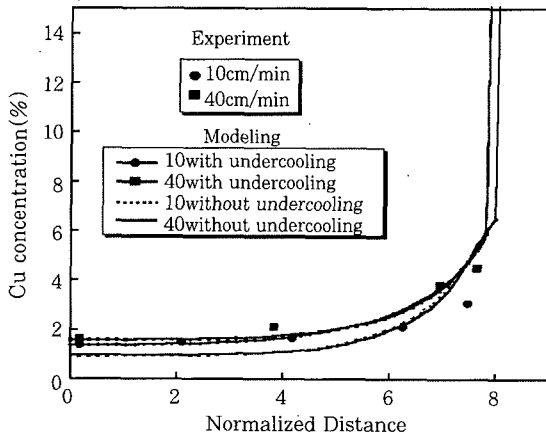
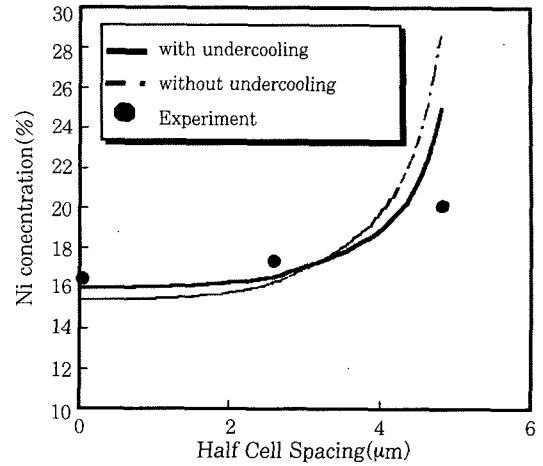


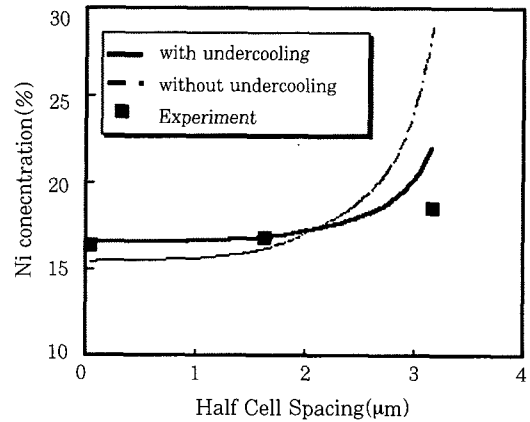
Fig. 8 Solute redistribution with welding speeds in the Al-4.44%Cu weld

Fe-Ni 계

Al-4.44%Cu 합금에서 용착금속의 응고 시 발생하는 미시편석과 공정상 분율을 정확하게 예측할 수 있다는 것이 검증되어 이 1차수지상 성장 시 발생하는 과냉을 고려한 모델을 Fe-17.3%Ni계에 적용하여 그 범용성을 확인하고자 하였다. Fe-17.3%Ni계인 경우는 계면의 이동 모양이 cellular 성장을 하고 있음을 실험적으로 확인할 수 있어 해석영역을 1차원 영역을 적용하여 모델링 하였다. Fig. 9에 용접속도에 따른 용질의 재분포를 모델링 결과와 실험결과를 동시에 보여 주고 있다. Al-4.44%Cu계에서와 마찬가지로 용접속도 30cm/min와 50cm/min 두 경우 모두 1차 수지상 선단의 과냉을 고려한 경우가 더 잘 일치하고 있음을 보여 주고 있다.



(a) welding speed 30 cm/min



(b) welding speed 50 cm/min

Fig. 9 Solute redistribution with welding speed in the Fe-17.3%Ni weld

4.3 공정분율(Eutectic fraction)

Fig. 10에 용접속도가 10cm/min에서 60cm/min로 변화할 때의 공정분율 변화를 실험 결과와 모델결과를 비교하고 있다. 왼쪽은 공정분율을 오른쪽은 과냉도를 표시하고 있으며 가로축은 용접속도를 나타내고 있다. 식(3)에 의해서 계산된 과냉도는 용접속도가 증가할수록 점차적으로 증가하고 있다. 과냉을 고려하지 않은 경우의 공정분율¹³⁾은 용접속도가 증가함에 따라 고상으로의 확산할 수 있는 시간이 적어지기 때문에 공정분율은 점차 증가할 것이라고 예상되나 앞서 설명한 바와 같이 용접시의 back diffusion의 영향이 거의 없으므로 큰 변화를 보이지 않고 있다. 과냉을 고려한 경우는 용접속도가 증가함에 따라 과냉도가 증가하게 되어 고상 공정분율은 점차로 감소하는 경향을 보이고 있다. 그러나 공정분율의 차이는 0.5%이내이기 때문에 상분석기(image analyzer)로 이러한 차이를 구분하기는 어렵기 때문에 용접속도에 관계없이 일정하게

보이고 있다. 또한 본 실험의 경우 용접속도가 가장 느린 10cm/min인 경우라도 냉각속도(74.3°C/sec)가 매우 빨라 back diffusion의 영향을 확인할 수가 없었다. Fig.11에 보다 넓은 범위의 응고조건에서 back diffusion과 수지상 선단의 과냉의 영향을 모두 살펴보기 위하여 J.A. Sarreal¹⁾ 등의 data를 사용하여 모델링 결과와 비교하여 보았다. 과냉을 고려하지 않은 모델링 결과는 용접속도가 빨라질수록 국부응고 시간이 작아 지기 때문에 응고 중의 용질의 확산이 적어 공정상 분율은 계속 증가하는 결과를 보여주고 있는 반면 과냉을 고려한 경우의 공정상 분율은 back diffusion이 우세한 임계값 이하에서는 용접속도에 따라 증가하지만 과냉의 효과가 우세하게 되는 용접속도에서는 점점 작아지는 경향을 보여주고 있다. 이러한 결과는 실험치와 잘 일치한다. 따라서 과냉의 영향이 큰 용접시의 공정상 분율을 예측할 때도 수지상 선단의 과냉을 고려하여 주어야한다는 것을 알 수 있다.

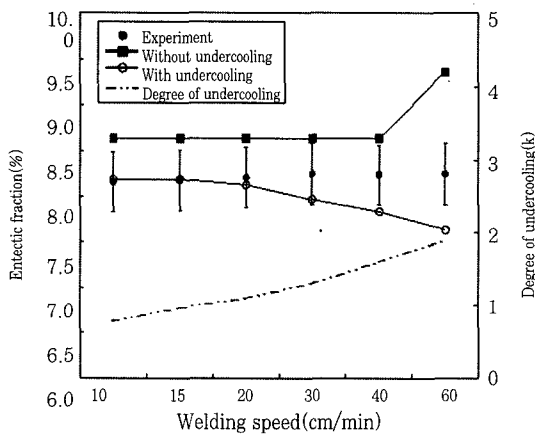


Fig. 10 Results of eutectic fraction in the Al-4.44%Cu weld with or without consideration tip-undercooling

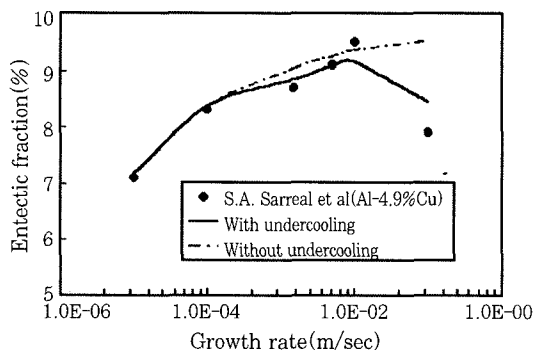


Fig. 11 Comparison between this model with experimental results of Sarreal et. al¹⁾

5. 결 론

새로운 2차원 미시편석 모델을 개발하고 2원계 Al-

4.44%Cu, Fe-17.3%Ni 합금에 적용해 봄으로써 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Tip-undercooling을 고려한 모델링 결과와 EPMA를 이용하여 측정된 농도 분포가 잘 일치하였다.
2. 용접속도가 증가하면 수지상 선단의 과냉도 또한 증가하게 되고, 과냉도가 증가하면 수지상 중심의 용질원자의 조성은 증가하게 된다. 따라서 공정분율로 대표되는 미시편석의 정도는 감소하게 된다.
3. 응고시간이 매우 짧은 용접시는 고상으로의 back-diffusion은 거의 일어나지 않는 반면 수지상 선단에 나타나는 과냉의 효과가 크게 나타났다.

따라서 빠른 응고일 때는 반드시 수지상 선단의 과냉을 고려하여 주어야한다.

이상의 결과들로 응고속도가 느린 경우에 우세한 응고 중 고상으로의 확산, 즉 back diffusion과 응고속도가 빠른 경우에 우세한 수지상 선단의 과냉의 효과를 모두 포함하고 있는 새롭게 제안된 미시편석 모델은 넓은 범위의 응고속도(주조에서 용접까지)에서 보다 정확하게 미시편석을 예측할 수 있는 모델임을 확인할 수 있었다.

후 기

이 연구는 96년도 한국과학재단 연구비(핵심전문연구)지원으로 수행되었으며 이에 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. A. J. W. Ogilvy and D. H. Kirkwood; "A model for the numerical computation of microsegregation in alloys"; Applied Sci. Res., 44(1987), 43
5. M. Rappaz and V. R. Voller; "Modeling of Micro-Macroseggregation in Solidification Processes"; Metall. Trans. A, 21(1990),

- 749
6. J.W. Park; Ms Thesis, Hanyang Univ., 1995
 7. J.M. Park; Ms Thesis, Hanyang Univ. 1997
 8. T.Matsumiya, H.Kajioka, S.Mizoguchi, Y.Ueshima, and H.Esaka ; "Mathematical Analysis of Segregations in Continuously-cast Slabs"; Trans. ISIJ, 24(1984), 873
 9. I. Ohnaka ; "Mathematical Analysis of Solute Redistribution during Solidification with Diffusion in Solid Phase"; Trans. ISIJ, 26(1986), 1045
 10. F. Masuda, H. Nakagawa and J. B. Lee ; "Weld Cracking in Duplex Stainless Steel (Report II)"; Trans. JWRI, 18-1(1989), 107
 11. 박진우, 김정호, 안상곤, 이창희, 윤의박 ; "성장 패턴을 이용한 미시편석의 수치해석"; 대한금속학회지, Vol.34, No.7 (1996) 837
 12. 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
 13. 박준민, 윤의박, 이창희 ; "Al-Cu 합금 용접금속부의 미세편석에 관한 해석"; 대한금속학회지, 36권 5호, 1998.5, 768-775
 14. 박종민 외 4명; "Fe-Cr-Ni 강 용접금속부의 미세편석에 관한 해석"; 대한용접학회지, 16권5호, 1998.10, 400-410
 15. M.H. Burden & J.D. Hunt; "Cellular and dendriteic growth. I"; Journal of crystal growth 22 (1974), 99-108
 16. M.H. Burden & J.D. Hunt; "Cellular and dendriteic growth. II"; Journal of crystal growth 22 (1974), 109-116
 17. J.A.Brooks, M.I. Baskes; Advances in welding Science and Technology, Metals park, OH ASM International,1987, 93
 18. Andrew F. Norman & Philip B. Prangnell; Proceedings of ICAA-6 (1988), Aluminum Alloys, Vol.3, 1435
 19. D.H. Kirkwood ; " Microsegregation" ; Materials science & Engineering, 65(1984), 102