

## 논문

## Ni-Al 합금의 일방향 응고 거동에 미치는 Re 및 응고속도의 영향

이만길 · 유영수<sup>†\*</sup> · 조창용\* · 이재현

창원대학교 금속재료공학과

\*한국기계연구원 부설 재료연구소

## The Effect of Re addition and Solidification Rate on the Directional Solidification Behavior of Ni-Al Alloy

Man-Gil Lee, Young-Soo Yoo<sup>†\*</sup>, Chang-Yong Jo\*, and Je-Hyun Lee

Dept. of Metallurgy and Materials Science, Changwon University, Changwon, 641-773, Korea

\*High Temperature Materials Group, Korea Institute of Materials Science, Changwon, 641-010, Korea

## Abstract

The effect of Re addition and solidification rate on the directional solidification behavior of Ni-Al model alloy has been investigated. Directional solidification (DS) were carried out using the modified Bridgman furnace with various solidification rates. The solid/liquid interface during directional solidification was preserved by quenching the specimen after the desired volume fraction of original liquid was solidified. The equilibrium partition coefficients of Al and Re were estimated by measuring the compositions at the quenched solid/liquid interface. Then, the effect of Re addition on the elemental segregation behavior was carefully analyzed. The differential scanning calorimetry results showed that the Re addition results in increased  $\gamma'$  solvus and freezing range of the alloy. It was also shown that the primary dendrite arm spacing gradually decreases with increasing the Re content, while the secondary dendrite arm spacing appears to be independent on the Re content. The compositional analyses clearly revealed that the segregation of Al increased with increasing the Re content and solidification rate, while that of Re was found to be independent on the solidification rate in the range of 10~100  $\mu\text{m/s}$  due to its sluggish diffusion rate in the Ni solid solution.

**Key words** : Directional solidification, Segregation, Dendrite arm spacing, Re, Superalloy

(Received November 1, 2007 ; Accepted November 19, 2007)

## 1. 서 론

$\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) 석출형 니켈계 초내열 합금은 1940년대 제 2차 대전 당시 가스터빈 엔진에 사용하기 위한 고온 재료의 필요성을 바탕으로 최초 개발된 후 제조 공정 및 화학 조성의 발전을 통해 오늘날까지 지속적인 합금 개발이 이루어지고 있다. 이와 함께 1950년대 진공 용해 기술의 도입으로 인해 합금원소의 첨가 자유도는 더욱 넓어지고 미량 원소의 조절도 정교해져서, 초기 단련용 합금에 비해 보다 고온에서 사용할 수 있는 주조용 합금들이 등장하게 되었다. 또한 일방향 응고, 단결정 응고 등의 공정이 개발됨에 따라 각각의 공정에 적합한 새로운 일방향 응고 합금, 단결정 합금들이 개발되어 항공기용 및 산업용 가스터빈에 적용되는 초내열 합금의 사용 온도 범위는 획기적으로 향상되었다. 단결정 합금의 개발은 1960년대 Versnyder 및 Guard[1]에 의한 초내열 합금의 일방향 응고 기술이 개발됨으로 가능해졌고, 현재까지 가스터빈 고온 부품 제조를 위한 일방향 응고 기술은 Bridgman 방식이 사용되고 있다. 특히 단결정 터빈 블레이드는 보다 우수한 공기 역학적

특성을 위해 형상이 더욱 복잡해지고 고온 특성을 향상시키기 위해 조직을 미세화하고 있으며, 그 응용 범위 또한 항공용에서 발전설비용으로 확대됨에 따라 터빈 블레이드 등 부품의 크기가 대형화 되는 추세에 있다[2].

일반적으로 단결정 합금은 입계가 존재하지 않기 때문에 기존의 다결정 및 일방향 응고 합금에 첨가되는 C, B, Zr 및 Hf 등 입계강화 원소가 첨가되지 않는다. 그 결과 단결정 합금의 열역학 특성은 크게 향상되어 보다 높은 온도에서 균질화 열처리가 용이해지고, 이로 인해 최적의  $\gamma/\gamma'$  미세조직을 갖는 단결정 합금 제조가 가능해졌다. 최근에는 단결정 합금 조성에 고용점 내열(refractory) 원소인 Re 첨가를 통해 합금의 고온 크립 특성을 향상시키고자 하는 노력이 이루어지고 있으며, Re 첨가량에 따라 Re이 첨가되지 않은 제 1세대 단결정 합금, 3wt%의 Re이 첨가된 제 2세대 단결정 합금, 그리고 약 6wt%의 Re이 첨가된 제 3세대 단결정 합금 등 단결정 합금에 Re 첨가량이 지속적으로 증가하고 있다. 단결정 합금에서 Re 원소의 첨가는 주로 기지인  $\gamma$  상에 고용되어 고온 크립 시 니켈계 초내열 합금의 주 강화상인  $\gamma'$  상의 조대화를 억제

<sup>†</sup>E-mail : yys@kims.re.kr

하여 합금의 크립 특성 향상에 매우 큰 도움을 주는 것으로 알려져 있다. 반면에, Re은 니켈계 초내열 합금의 응고 시 매우 편석이 심할 뿐만 아니라 Re 이외의 용질 원소들의 편석에도 큰 영향을 주는 것으로 알려져 있으나, 아직까지 Re 첨가에 따른 용질 원소의 편석 거동에 대한 정량적인 결과는 매우 부족한 실정이다.

이와 같이 Re은 첨단 단결정 초내열 합금의 세대를 구분 짓는 매우 중요한 원소로서 니켈계 합금의 응고 거동 및 용질 원소의 편석 거동에 어떠한 영향을 미치는지에 대한 규명이 필요하다. Ni-Al 2성분계 합금은 다성분계 니켈계 초내열 합금을 단순화시킨 모델 시스템으로 학문적 및 실용적으로 중요성을 가진다. 본 연구의 목적은 니켈계 초내열 합금에서 일방향 응고 거동 시 Re 첨가에 따른 응고 특성을 알아보기 위한 것으로, Ni-Al 2성분계 모합금에 일정량의 Re을 첨가하여 일방향 응고 속도에 따른 응고 조직 및 편석 경향을 분석, 고찰하고자 한다.

## 2. 실험방법 및 절차

### 2.1 모합금 시편 제조

본 실험에 사용한 시편은 Ni-8wt%Al을 기본으로 Re의 함량을 0wt%, 3wt%, 그리고 6wt%로 변화를 준 합금들을 목표로 하여 아르곤 가스 분위기의 소형 진공아크용해(VAR: Vacuum Arc Melting)로에서 모합금을 제조하였다. 각 모합금의 화학조성은 에너지 분산 스펙트럼(EDS: Energy Dispersive Spectroscopy)을 통해 측정하였으며, 무작위로 시편의 6 포인트를 측정하여 그 평균값으로 결정하였다. Table 1은 VAR을 통해 제조한 모합금의 화학 조성을 나타낸 것이다.

### 2.2 DSC 열분석

Ni-Al 합금의 액상선, 고상선온도 및  $\gamma'$  상 고용 온도에 미치는 Re 첨가의 영향을 관찰하기 위해 Netzsch 사의 DSC 404C 장비를 사용하여 DSC 열분석을 수행하였다. 열분석 실험은 500~150°C의 온도 범위에서 10°C/min.의 가열 및 냉각 속도로 고순도 아르곤 가스 분위기에서 실시하였으며, DSC 장비의 열전대는 동일한 가열속도에서 고순도 Au 및 Ni를 사용하여 온도를 보정하였다.

### 2.3 일방향 응고 실험 및 미세조직 관찰

제조된 모합금으로부터 직경 4.6 mm, 길이 100 mm 봉상의 시편을 채취한 후 이 시편을 내경 5.0 mm, 길이 800 mm 알루미늄 튜브에 장입하여 LMC(Liquid Metal Cooling) 방식의 Bridgman 장비에서 일방향 응고시켰다. 일방향 응고에 사용

응고 속도 ( $V$ )는 100  $\mu\text{m/s}$ , 50  $\mu\text{m/s}$ , 10  $\mu\text{m/s}$  및 0.5  $\mu\text{m/s}$ 의 4가지 조건을 사용하였으며, 약 40 mm 정도 일방향 응고시킨 후 알루미늄 튜브를 급냉하여 각 응고 속도에서에 따른 고/액 계면 관찰 및 응고 거동 분석을 수행하였다. 이 때 일방향 응고 도중 고/액 계면에서 측정된 온도구배 ( $G$ )는 응고 속도 및 Re 함량에 관계없이 약 140°C/cm인 것으로 확인되었다. 본 연구에 사용한 일방향 응고/급냉(DSQ: Directional Solidification and Quenching) 장비의 개략도를 Fig. 1에 나타내었다.

### 2.4 미세조직 관찰 및 편석 거동 분석

일방향 응고 시편은 먼저 고/액 경계면을 중심으로 고상의 성장 방향과 동일한 방향으로 절단하여 연마한 후 고/액 계면의 형상 및 응고 미세조직을 관찰하였다. 미세조직 관찰에는 광학현미경, JEOL 사의 JSM-5800 SEM과 Oxford Instrument 사의 EDS 시스템 (LINK ISIS)을 사용하였고, 이 때 시편의 부식액으로는 Kalling 시약(3 g  $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  + 70 ml  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  + 30 ml HCl)을 사용하였다. 아울러 Fig. 2에 나타낸 바와 같이 고/액 계면으로부터 일방향 응고한 고상 방향으로 약 10 mm 떨어진 위치에서 DSQ 시편을 고상의 성장 방향과 수직한 방향으로 절단하여 응고 속도 및 Re 첨가량에 따른 일방향 응고된 고상의 미세조직을 관찰하였다.

한편, 응고 속도에 따른 수지상 간격 변화를 관찰하기 위해 미세조직 관찰 후 일방향 응고 시편의 종단면 및 횡단면에서 각각 1차 수지상 간격 ( $\lambda_1$ ) 및 2차 수지상 간격 ( $\lambda_2$ )을 측정하였다. Fig. 3은 본 연구에서 사용한 수지상 간격 측정 방법을 도식화하여 나타낸 것이다. 1차 수지상 간격의 경우 하나의 수지상 중심에서 인접한 수지상 중심까지의 거리를 측정함으로써 결정하였고, 2차 수지상 간격의 경우 1차 수지상 가지에서 성장한 2차 수지상 가지의 한쪽 중간 부분에서 반대쪽 중간

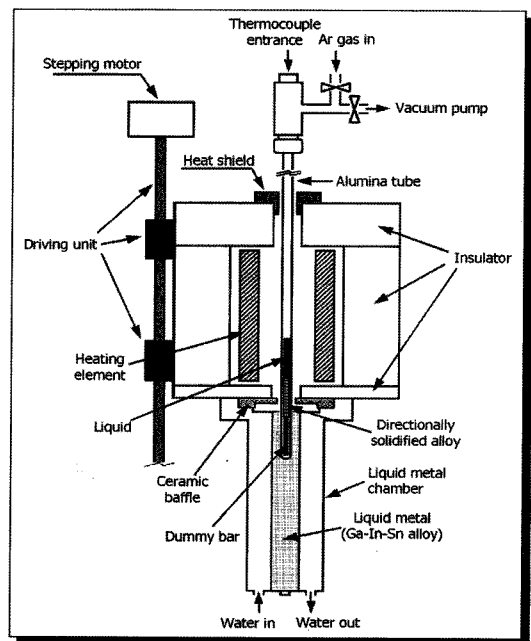


Fig. 1. Schematic illustration of the directional solidification and quenching (DSQ) furnace used for the present work.

Table 1. Chemical composition of the alloys used for the present work. (wt.%)

| Alloy      | Ni    | Al   | Re   |
|------------|-------|------|------|
| Ni-8Al-0Re | 92.33 | 7.67 | 0    |
| Ni-8Al-3Re | 90.39 | 7.11 | 2.50 |
| Ni-8Al-6Re | 87.42 | 7.00 | 5.58 |

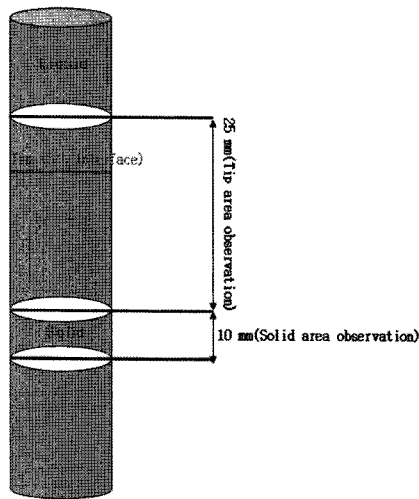
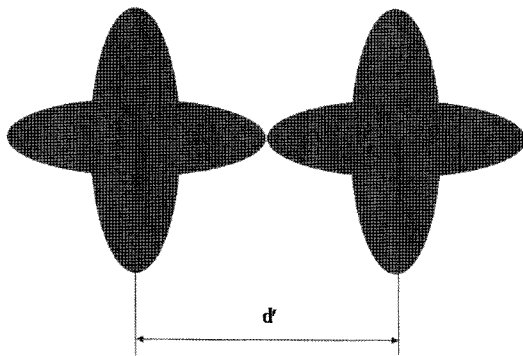
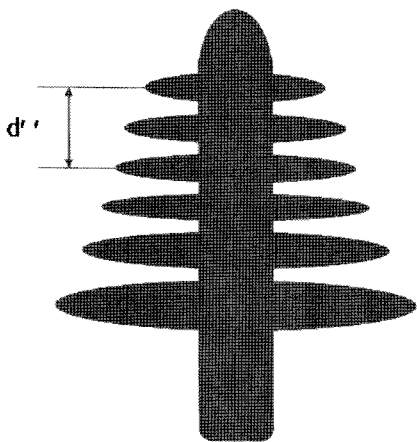


Fig. 2. Schematic of the DSQ specimen and the location where microstructural observations were carried out.



Primary dendrite arm spacing  $(\lambda_1) = d/n$   
 $n$  : number of dendrite

(a)



Secondary dendrite arm spacing  $(\lambda_2) = d''/n$   
 $n$  : number of dendrite

(b)

Fig. 3. Schematic representation that shows the measurement of the (a) primary dendrite arm spacing and (b) secondary dendrite arm spacing in DSQ specimens.

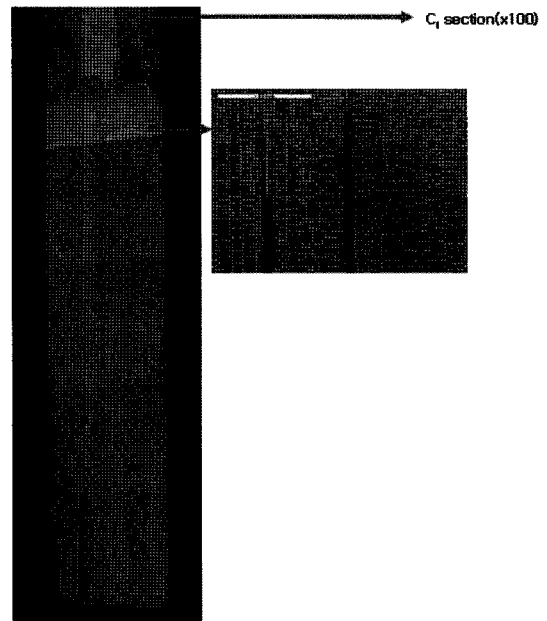


Fig. 4. Longitudinal micrographs showing the measurement position of the dendrite tip composition.

부분까지의 거리를 측정함으로써 결정하였다.

일방향 응고 속도 및  $Re$  함량에 따른  $Re$ 의 편석 거동은 DSQ 시편의 고액 계면에서 EDS 분석을 통한 고상 및 액상의 조성을 측정하여 평가하였다. 일방향 응고 도중 고액 계면에서 평형이 존재한다고 가정하면, 용질원소의 편석 정도는 아래의 식(1)과 같이 평형 분배계수를 정의하여 나타낼 수 있다[3]:

$$k = \frac{C_s}{C_l} \tag{1}$$

여기서,  $C_s$  및  $C_l$ 은 각각 고액 계면의 고상 및 액상 조성이다. 수지상 응고 조건의 경우 계면에서 액상 조성은 성장하는 수지상 전면부의 액상 조성과 거의 같기 때문에  $C_l$ 의 경우 DSQ 시편의 급냉한 액상 영역에서 무작위로 3 부분을 측정하여 그 평균값으로 나타내었으며  $C_s$ 의 경우 수지상 팁의 조성을 무작위로 3 부분 측정하여 그 평균값으로 결정하였다. Fig. 4는 DSQ 시편의 횡단면 미세조직 및  $C_s$  측정 위치를 나타낸 것이다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 Re 함량에 따른 상변태 온도 변화

Fig. 5는  $Re$  첨가량에 따른 Ni-Al 합금의 DSC 가열 및 냉각 곡선을 나타낸 것으로, 이들 DSC 곡선으로부터 측정된 고상선 온도, 액상선 온도, 그리고 응고 구간을 Table 2에 나타내었다.  $Re$  첨가량이 증가함에 따라 Ni-Al 합금의 고상선 및 액상선 온도는 증가하는 것으로 관찰되었으며, 고상선 온도에 비해 액상선 온도의 증가폭이 상대적으로 큰 것으로 관찰되었다. 또한 합금의 응고 구간 ( $\Delta T$ )인 액상선과 고상선의 차이가  $Re$  첨가량이 증가할수록 증가하는 것을 볼 수 있다. 이 같은 사실은  $Re$ 의 용점이 3180로 기지인 Ni에 비해서 매우 높고, Ni-Re 2원계 상태도를 통해서도 예측할 수 있듯이  $Re$

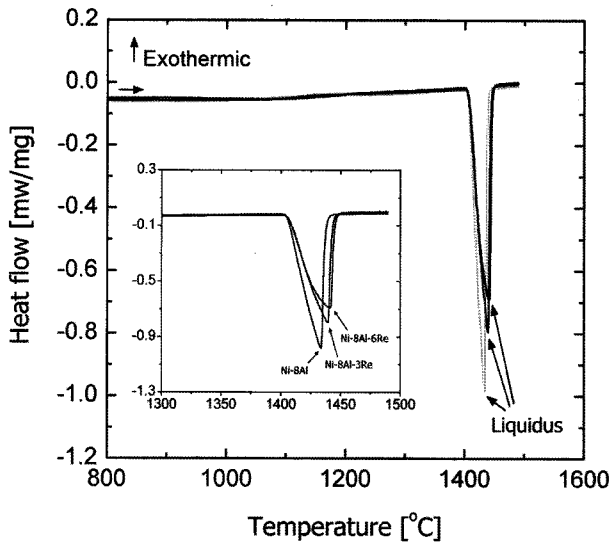


Fig. 5. DSC heating curves of Ni-8Al-xRe alloys. (x = 0, 3, and 6)

Table 2. Effect of Re addition on the solidus, liquidus, and freezing range of Ni-8Al-xRe alloy.

| Alloy      | Solidus (°C) | Liquidus (°C) | Freezing range (ΔT) |
|------------|--------------|---------------|---------------------|
| Ni-8Al-0Re | 1405         | 1433          | 28                  |
| Ni-8Al-3Re | 1406         | 1439          | 33                  |
| Ni-8Al-6Re | 1407         | 1441          | 34                  |

첨가량에 따라 합금의 액상선 및 고상선 온도가 상승하는 이유에 기인하는 것으로 생각된다[4]. 아울러 Re 첨가에 따라 합금의 응고 구간이 넓어지는 것 또한 동일한 이유 때문인 것으로 판단된다.

Fig. 6은 Re 첨가량에 따른  $\gamma$  상 고용온도 변화를 나타낸 것이다.  $\gamma$  상 고용온도 또한 Re 함량이 증가함에 따라 Ni-8Al-3Re 합금의 경우 1067°C, 그리고 Ni-8Al-6Re 합금의 경우 1097°C로 Re 가 첨가되지 않은 합금에 비해 각각 89°C 및 119°C 증가한 것으로 관찰되었다. 이 같은 결과는 니켈계 초내열 합금에서 고온 크립 특성에 중요한 영향을 미치는  $\gamma$  상이 Re 첨가에 따라 고온에서 기지인  $\gamma$  상에 고용되는 분율을 상대적으로 감소시켜 705~980°C 사이의 온도 구간에서 합금의 크립 파단 수명을 상대적으로 증가시키는 역할을 할 수 있을 것으로 기대된다[5,6]. 또한 단결정용 니켈계 초내열 합금에서 Re 첨가의 주 목적이 고온 크립 시 니켈 기지에서 Re의 낮은 확산속도로 인해  $\gamma$  상의 조대화를 억제하는 것이지만 고온에서  $\gamma$  상의 부피분율 증가에도 매우 효과적임을 확인할 수 있다.

### 3.2 응고 미세조직 관찰 및 수지상 간격 측정 결과

Fig. 7은 Re 첨가량 및 응고속도에 따른 Ni-8Al 합금의 일방향 응고 고/액 계면 형상 및 응고가 완료된 부분의 종단면 미세조직을 관찰한 것이다. 일방향 응고 고/액 계면 형상은 50  $\mu\text{m/s}$  이상의 응고속도의 경우 Re 첨가량에 관계없이 수지상 형태로 응고하는 것으로 관찰되었다. 10  $\mu\text{m/s}$ 의 응고속도에서는 Ni-8Al 합금은 셀 (cell) 형태의 고/액 계면, 그리고 Ni-

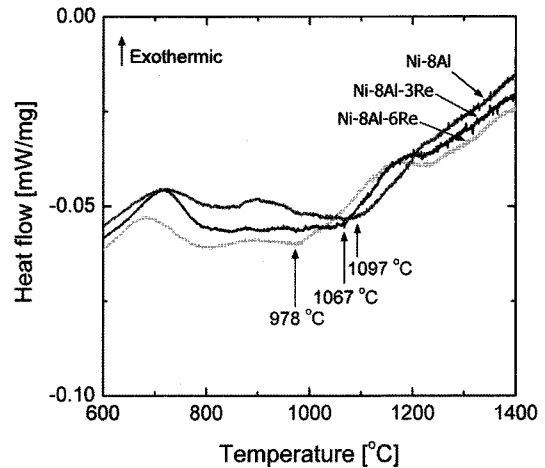


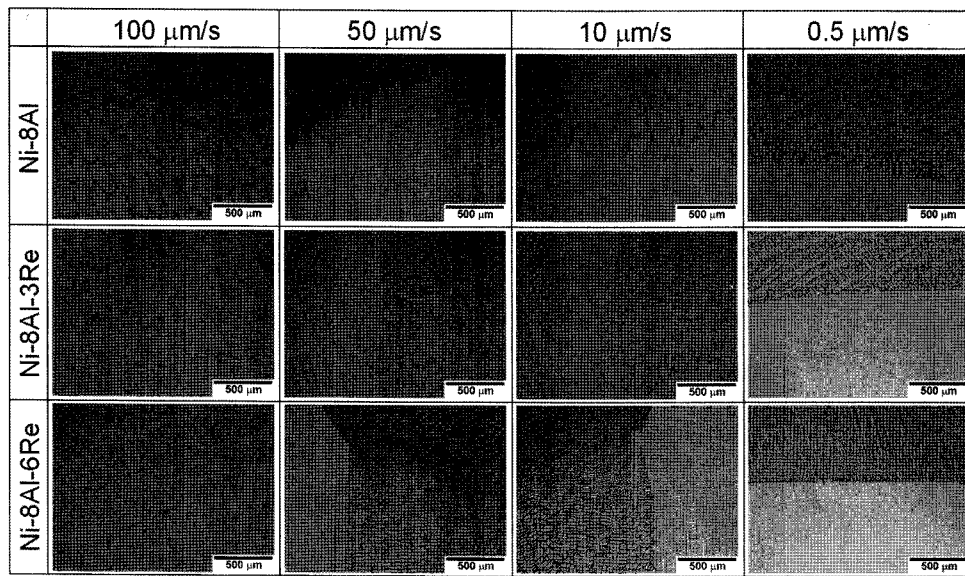
Fig. 6. DSC heating curves showing the effect of Re addition on the  $\gamma$  solvus of the Ni-8Al alloy.

8Al-3Re 및 Ni-8Al-6Re 합금의 경우는 수지상 고/액 계면으로 응고하는 것을 확인할 수 있으며, 이는 Re 첨가량이 증가함에 따라 상대적으로 조성적 과냉이 커지기 때문에 셀 계면보다 수지상 형태로 응고가 진행되는 것으로 판단된다. 반면에, 0.5  $\mu\text{m/s}$ 의 매우 낮은 응고 속도에서는 Re 첨가량에 관계없이 평면형 고/액 계면으로 응고가 진행되는 것을 확인하였다. 이와 같이 응고속도에 따른 합금의 고/액 계면 형상 변화는 용질 원소의 편석에 따른 조성적 과냉과 밀접한 관련이 있다. 합금의 응고 시 고/액 계면은 온도구배, 응고속도 및 액상에서 용질 원소의 확산계수 ( $D$ )에 의존하여 변화하며, 평면형 고/액 계면의 불안정성은 아래 식 (2)에 나타난 조성적 과냉 조건으로 설명할 수 있다[5]:

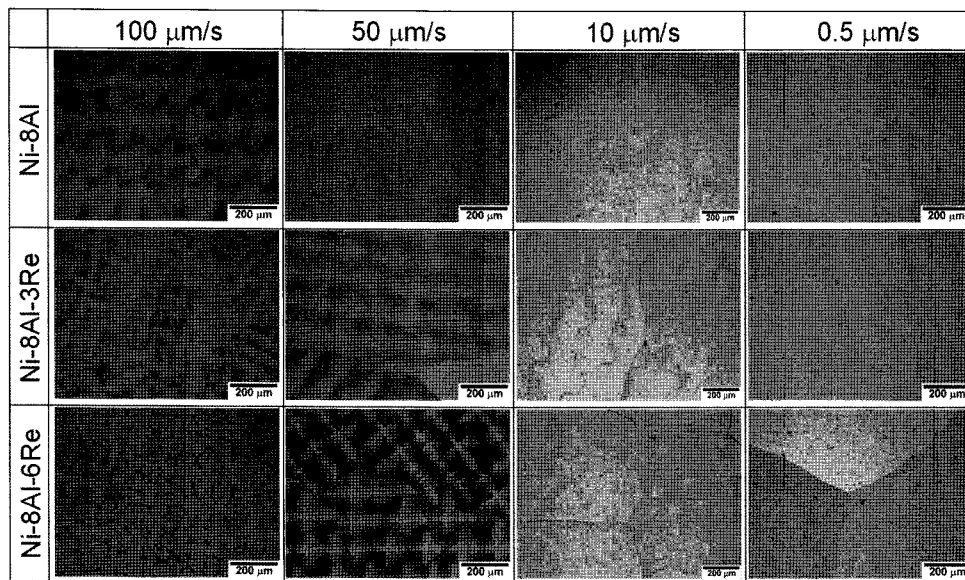
$$V_c = \frac{GD}{\Delta T} \quad (2)$$

여기서  $V_c$ 는 평면형 고/액 계면을 얻기 위한 임계 응고속도로 일방향 응고 시 응고속도가 보다 클 경우 평면 고/액 계면은 셀 형태 및 수지상 형태로 변화하게 된다. Re 첨가에 따른 액상에서 용질 원소의 확산계수가 일정하다고 가정하면, 니켈계 초내열 합금에서 용질 원소의 확산계수 값으로 알려진  $D \approx 5 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$ [6,7]의 값을 사용하고 본 연구에서의 일방향 응고 시 온도구배  $G = 140^\circ\text{C}/\text{cm}$  및 Table 2에 나타난 DSC 분석을 통해 측정된 응고 구간을 사용하여 Re 첨가에 따른 Ni-8Al 합금의 임계 응고속도를 계산할 수 있다. Table 3에 보인  $V_c$ 의 계산 결과에서 볼 수 있듯이 Ni-8Al-xRe 합금 ( $x = 0, 3, 6$ )의 값은 모두 2  $\mu\text{m/s}$  이상인 것으로 계산되었고, 이 같은 결과는 Fig. 7(a)에 보인 바와 같이  $V = 0.5 \mu\text{m/s}$  일 때 평면 계면이 형성되고, 10  $\mu\text{m/s}$  이상의 응고 속도에서 셀 및 수지상 계면 성장을 보인 미세조직 관찰결과와도 일치한다.

한편, Fig. 7(b)에 보인 바와 같이 응고가 완료된 부분의 미세조직에서는 응고속도가 빠를수록 수지상 형상이 뚜렷하게 관찰되었고, 동일한 응고속도의 경우 Re 함량이 높은 시편에서 더욱 선명한 수지상 조직이 관찰되었다. 본 연구에서 사용한 부식액(Kalling 용액)이 석출상인  $\gamma$  상만을 선택적으로 부식시키고,  $\gamma$  상의 화학양론이  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 인 것을 고려할 때 이 같은



(a)



(b)

Fig. 7. Effect of Re addition and solidification rate on the microstructure of the Ni-8Al alloy. (a) Quenched solid/liquid interface morphologies and (b) transverse micrographs of fully directionally solidified Ni-8Al-xRe alloys.

Table 3. Calculated critical solidification rate for the stability of the planar solid/liquid interface.

| Alloy      | $V_c$ ( $\mu\text{m/s}$ ) |
|------------|---------------------------|
| Ni-8Al-0Re | 2.5                       |
| Ni-8Al-3Re | 2.12                      |
| Ni-8Al-6Re | 2.06                      |

결과는 Re 첨가량이 증가함에 따라 Al의 편석 정도가 증가한다는 사실을 의미한다.

Fig. 8은 일방향 응고한 Ni-8Al 합금의 수지상 간격에 미치는 응고속도 및 Re 첨가의 영향을 보인 것이다. Fig. 8에서

확인할 수 있듯이 응고 속도가 증가함에 따라 수지상 간격  $\lambda_1$  및  $\lambda_2$ 는 모두 감소하는 경향을 보였으며, 이는 빠른 응고속도의 경우 고/액 상변태에 따른 용질 확산 시간이 상대적으로 감소하기 때문에 조성적 과냉을 막기 위해 수지상 간격이 상대적으로 감소하는 것으로 판단된다[8]. 동일한 응고속도 조건에서는 Re 함량이 증가할수록 수지상 간격이 감소하는 경향을 나타냈으며, 이 같은 경향은  $\lambda_2$ 에 비해  $\lambda_1$ 의 경우 보다 뚜렷이 관찰되었다.

### 3.3 평형분배계수 측정 및 수지상에서의 성분분석

합금의 응고 시 용질 원소의 편석 정도는 식 (1)에 보인 바

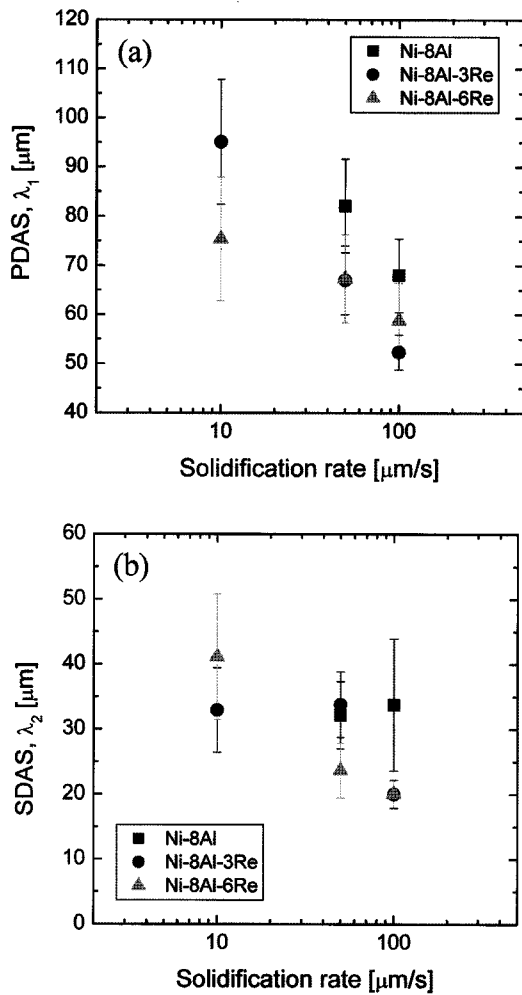


Fig. 8. Effect of solidification rate and Re content on the (a) primary and (b) secondary dendrite arm spacing of Ni-8Al alloy.

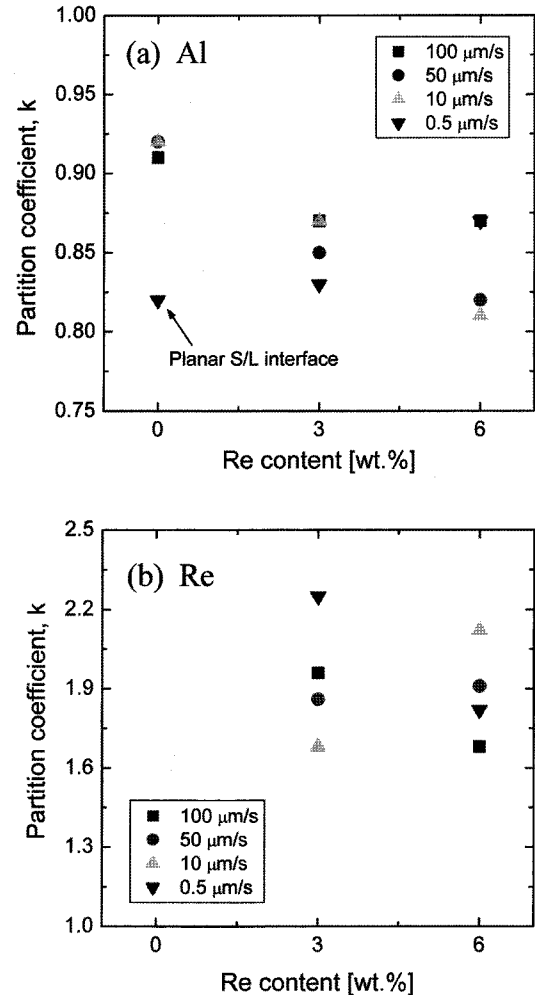


Fig. 9. Effect of Re content and solidification rate on the equilibrium partition coefficient of (a) Al and (b) Re in Ni-8Al-xRe alloy.

와 같이 응고 도중 용질 원소의 평형 분배계수 ( $k$ )를 측정함으로써 정량화 할 수 있다.  $k > 1$  인 원소의 경우 응고 도중 고상으로의 편석 경향이 큰 것을 의미하며, 이 경우 값이 크면 클수록 응고 도중 편석 정도가 심함을 의미한다. 반면에  $k < 1$  인 원소는 응고 도중 액상으로의 편석이 심한 경우로  $k < 1$  을 보이는 원소의 경우 값이 작을수록 응고 도중 편석 경향이 심하다. Fig. 9는 각각의 응고속도에서 일방향 응고 도중 급냉한 DSQ 시편에서 측정한 값을 나타낸 것으로 용질 원소 Al 및 Re의 편석 거동에 미치는 Re 첨가 및 응고속도의 영향을 보인 것이다. Fig. 9(a)에서 볼 수 있듯이, Al의 평형분배계수  $k_{Al}$ 의 값은 Re 첨가 및 응고속도에 상관없이 모두  $k_{Al} < 1$  인 것으로 관찰되었으며, Al이 Ni-8Al-xRe 합금의 응고 도중 액상으로의 편석 경향을 보임을 의미한다. 평면 고/액 계면 조건인  $V = 0.5 \mu\text{m/s}$ 의 응고속도에서 일방향 응고한 시편을 제외하고 수지상 응고 조건의 경우  $k_{Al}$ 값은 Re 첨가량이 증가함에 따라 감소하는 것으로 관찰되었다. 이 같은 결과는 니켈계 합금에서 Re 첨가가 합금에 첨가된 다른 합금원소의 편석거동에도 큰 영향을 주는 것을 의미한다. 아울러 단결정용 니켈계 초내열 합금에서 Re 함량 증가에 따라 응고 후반기 공정  $\gamma/\gamma'$  상의

부피 분율이 증가하는 현상 또한 Re이  $\gamma'$  상 형성 원소인 Al의 편석을 증대시키는 것에 기인하는 것으로 이해할 수 있다. 한편, Re의 경우 Fig. 9(b)에서 확인할 수 있듯이 응고 속도에 관계없이  $k_{Re} > 1$ 인 것으로 측정되었으며, 이는 Re이 니켈계 합금의 응고 도중 고상으로의 편석 경향이 심한 것을 의미한다. Al과는 달리 Re의 경우 응고속도 및 Re 첨가량에 따른 경향이 거의 없는 것으로 관찰되었다.

Table 4는 수지상 고/액 계면으로 일방향 응고한 Ni-8Al-xRe 합금의 as-cast 조직에서 수지상 코어 부분 및 수지상간 영역의 EDS 성분 분석 결과를 나타낸 것이다. Table 4에서 확인할 수 있듯이 Re의 경우 수지상간 영역에 비해 수지상 코어 부분에 집중적으로 분포하고 있음을 관찰할 수 있으며, 이는 Fig. 9(b)에 보인 바와 같이 Re의 평형 분배계수  $k_{Re}$ 값이 1 보다 큰 값을 가지는 것으로도 설명할 수 있다. 반면에 Al의 경우 응고속도에 관계없이 수지상 코어 보다는 수지상간 영역에서 높은 조성 값을 보였으며, Fig. 9(a)에 보인 Al의 평형 분배계수  $k_{Al}$ 값이 1보다 작은 것으로 관찰된 결과와도 일치한다. 동일한 응고속도 조건에서 Al의 편석 정도 즉, 수지상간 영역과 수지상 코어 사이의 조성 차이 값은 Re 함량이 증가

Table 4. Chemical composition of dendritic core and interdendritic region of dendritically solidified Ni-8Al-xRe alloy.

| Solidification rate<br>( $\mu\text{m/s}$ ) |       | Ni-8Al |    |      | Ni-8Al-3Re |     |      | Ni-8Al-6Re |      |      |
|--|-------|--------|----|------|------------|-----|------|------------|------|------|
|  |       | Al     | Re | Ni   | Al         | Re  | Ni   | Al         | Re   | Ni   |
| 10   | D.C.* | -      | -  | -    | 7.0        | 4.8 | 88.2 | 6.3        | 10.7 | 83.0 |
|  | I.D.* | -      | -  | -    | 7.5        | 2.1 | 90.4 | 6.9        | 6.3  | 86.8 |
| 50   | D.C.* | 6.9    | -  | 93.1 | 6.6        | 4.5 | 88.9 | 6.5        | 10.0 | 83.5 |
|  | I.D.* | 7.7    | -  | 92.3 | 7.2        | 2.3 | 90.5 | 7.1        | 6.4  | 86.5 |
| 100  | D.C.* | 6.7    | -  | 93.3 | 7.3        | 5.4 | 87.3 | 6.0        | 12.5 | 81.5 |
|  | I.D.* | 7.3    | -  | 92.7 | 7.4        | 2.8 | 89.8 | 7.0        | 6.8  | 86.2 |

\* D.C.: Dendrite core, I.D.: Interdendritic region

함에 따라 증가하는 것으로 관찰되었으며, 그 값은 동일 조성의 합금에서 응고속도가 증가함에 따라 증가하는 것으로 관찰되었다. 반면에 Re의 경우 동일한 조성의 합금에서 응고속도에 따른 영향이 크지 않은 것으로 관찰되었는데, 이는 니켈계 합금에서 Al이 매우 높은 확산계수를 갖는 반면, Re의 경우 확산계수가 매우 낮기 때문에 응고속도 증가에 따라 용질 원소의 편석 감소에 미치는 용질 원소의 역확산 (Back-diffusion) 영향이 Re의 경우 Al에 비해 상대적으로 매우 적기 때문인 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

단결정용 초내열 합금의 응고 시 합금원소 Re의 영향을 파악하기 위해 Ni-8Al 모델 합금을 사용하여 일방향 응고 시 합금의 상변태 온도, 수지상 간격 및 용질원소의 분배계수 등 응고 거동에 미치는 영향을 분석하였으며, 그 결과는 다음과 같다.

1. Re 함량이 증가함에 따라 Ni-8Al 합금의  $\gamma'$  상 고용온도는 증가하는 것으로 관찰되었다.  $\gamma'$  상의 고용온도 증가는 입자의 고온에서 기지 내부  $\gamma'$  상의 부피 분율이 상대적으로 높다는 것을 의미하기 때문에 합금 조성에 Re 함량 증가는 니켈계 합금의 고온 기계적 특성 향상에 긍정적인 영향을 미칠 것으로 기대된다.

2. 응고 속도가 증가함에 따라 수지상 간격은 감소하는 경향을 보였으며 이는 상대적으로 빠른 응고 속도의 경우 고/액 계면에서 방출된 용질 원소가 측면 확산을 할 시간이 줄어들기 때문에 조성적 과냉을 막기 위해 수지상 간격이 더 작아지기 때문인 것으로 판단된다.

3. 동일한 응고속도 조건의 경우 Re 함량이 증가함에 따라 1차 수지상 간격은 지속적으로 감소하는 반면에 2차 수지상 간격의 경우 별다른 영향을 받지 않는 것으로 확인되었다.

4. 니켈계 합금에서 Al의 평형 분배계수 값은  $k_{Al} < 1$  그리고 Re의 경우  $k_{Re} > 1$  인 것으로 확인되었으며, 니켈계 합금의 응고

시 Al의 경우 액상으로 편석 하는 경향이 큰 반면에 Re의 경우 고상으로 편석 경향이 높은 것으로 확인되었다.

5. Re의 경우 응고 시 편석 정도는 니켈 기지에서 Re의 낮은 확산계수로 인해 10~100  $\mu\text{m/s}$ 의 응고속도 범위에서 응고속도에 따른 영향이 거의 없는 것으로 관찰되었으나, 니켈에서 높은 확산계수를 갖는 Al의 경우 응고속도에 의존하여 응고속도가 감소할수록 편석 정도가 감소하는 것으로 관찰되었다.

#### 감사의 글

본 연구는 국가지정 연구실 사업 및 전문연구단 사업의 지원에 의해 수행되었으며, 연구비 지원에 감사 드리며 조언을 아끼지 않으신 유영수 박사님과 잘 못된 부분을 검토 하고 수정해주신 서성문 박사님께 진심으로 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

- [1] F. L. Versnyder and R.W. Guard: Trans. ASM, "Directional Grain Structures for High Temperature Strength", vol. 52 (1960) pp. 485-493.
- [2] B. B. Seth: Superalloys 2000, Eds. by T.M. Pollock et al., "Superalloys-The Utility Gas Turbine Perspective", TMS, Warrendale, PA, (2000) pp. 3-16.
- [3] M. C. Flemings: Solidification Processing, McGraw-Hill, NY, USA (1974) p. 32.
- [4] W. F. Gale and T. C. Totemeier: Smithells Metals Reference Book, vol. 1, Elsevier Butterworth-Heinemann publ., MA, USA (2004) p. 11-437.
- [5] W. Kurz and D. J. Fisher: Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publ., Switzerland (1998) p. 54.
- [6] M. McLean: Directionally Solidified Materials for High Temperature Service, The Metals Society, London, UK (1983) p. 20.
- [7] H. K. Kim, J. C. Earthman, and E. J. Lavermia: Mater. Sci. Eng. A, "Primary Dendrite Arm Spacings and Tip Radii in Directionally Solidified Ni<sub>3</sub>Al", vol. A152 (1992) pp. 240-246.
- [8] D. A. Porter and K. E. Easterling: Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman and Hall, London, UK (1992) p. 221.