

GTD111M 초내열합금에서 응고속도 및 온도구배가 일방향응고 조직에 미치는 영향

예대희 · 김현철 · 이재현[†] · 유영수* · 조창용*

창원대학교 금속재료공학과
*한국기계연구원 재료공정연구부

The Effect of Solidification Rates and Thermal Gradients on Directionally Solidified Microstructure in the Ni-base Superalloy GTD111M

Dae-Hee Ye, Hyun-Choul Kim, Je-Hyun Lee[†], Young-Soo Yoo* and Chang-Yong Jo*

Dept. of Metallurgy and Materials Science, Changwon National University

*Dept. of Materials Processing, Korea Institute of Machinery and Materials

(2002년 11월 23일 받음, 2002년 12월 9일 최종수정본 받음)

Abstract Morphological evolution and growth mechanism at the solid/liquid interface during solidification were investigated in the Ni-base superalloy GTD111M by directional solidification and quenching(DSQ) technique. The experiments were conducted by changing solidification rate(V) and thermal gradient(G) which are major solidification process variables. High thermal gradient condition could be obtained by increasing the furnace temperature and closely attaching the heating and cooling zones in the Bridgeman type furnace. The dendritic/equiaxed transition was found in the G/V value lower than $0.05 \times 10^3 \text{Cs/mm}^2$, and the planar interface of the MC- γ eutectic was found under $17 \times 10^3 \text{Cs/mm}^2$. It was confirmed that the dendrite spacing depended on the cooling rate(GV), and the primary spacing was affected by the thermal gradient more than solidification rate. The dendrite lengths were decreased as increasing the thermal gradient, and the dendrite tip temperature was close to the liquidus temperature at $50 \mu\text{m/s}$

Key words : Superalloy, Directional solidification, Solidification rate, Thermal gradient, Dendrite, Equiaxed grain

1. 서 론

초내열 합금은 항공기용 터빈 엔진의 고성능화를 위하여 1000°F 이상의 고온에서 사용하기 위하여 개발되어 현재 터빈 엔진 소재로 약 100 여종의 합금이 사용되고 있다. 초내열합금은 화학조성에서 Ni기, Co기, Fe-Ni기 세가지로 구분되며 제조 공정에서 단조용 합금과 주조용 합금으로 구분된다.^{1,2)} 특히 Ni기 초내열합금은 고온 성질이 가장 우수하여 항공기 엔진의 고온 재료로 널리 사용되며 엔진 무게비의 50% 이상을 차지한다. 초내열합금의 개발은 가스터빈에서 온도와 응력이 가장 가혹한 조건에서 사용되는 터빈 블레이드 소재 개발을 위해 초내열합금 개발이 진행되었다. 개발 초기에는 단조용 합금이 사용되었으나 보다 고온 강도가 우수한 소재의 요구에 따라 초내열합금의 주된 강화상인 Ni₃Al 상의 분율이 대폭 증가된 주조 합금이 엔진의 터빈부에 대부분 적용되고 있다.^{3,4)} 근래 고온 신소재로써 각광을 받고 있는 세라믹 등은 그 가치로서는 인정을 받고 있으나 실제 사용상 안정성을 확보하지 못하였으므로 초고온 소재로서 초내열합금은 중요한 위치를 차지한다. Ni 기 초내열합금들은 그 조성에서 10여 가지의 주요구성원소와 많은

미량 원소로 구성되어 있으며 그 조직 또한 복잡하고 다양하여 꾸준한 연구가 진행되고 있다.⁵⁻⁸⁾

GTD111M 합금은 1970년대 중반 미국의 GE사에 의해 개발되어 1980년대부터 가스터빈의 1단계 블레이드에 적용된 이래 현재 항공기 엔진에서 고온 버킷으로 널리 사용되고 있다. GTD111 초내열합금은 주요 항공기용 터빈 블레이드 합금인 Rene80과 비슷한 조성을 가지지만 C, Ta, Mo 등의 미량 원소를 개량함으로써 고온 부식 특성을 향상시킨 합금이다. 또한 IN738LC 보다 약 20°C 정도의 크립 파괴 특성이 양호하다는 장점이 있는 것으로 알려져 있다.⁹⁾ GTD111M 합금은 GTD111 합금을 기본으로 하여 미량의 고온 원소가 첨가된 합금으로 일방향 합금으로 개발되어 일방향 응고용 소재로 사용되고 있다. GTD111 합금의 기계적 특성 연구와 응고조직¹⁰⁻¹²⁾ 및 편석에 대한 연구¹³⁾는 부분적으로 수행되었으나 GTD111M 합금에 대한 연구 자료는 거의 알려져 있지 아니하며 Rene80이 그 기본 소재라는 것이 알려져 있을 뿐이다. 터빈 블레이드는 다결정으로부터 점차 일방향 및 단결정 제품이 적용되고 있는 추세이다. 따라서 본 연구에서는 일방향 응고 실험을 통하여 GTD111M 합금에서 주요 응고 공정 변수인 응고속도 및

[†] E-mail: ljh@sarim.changwon.ac.kr

Table 1. Nominal composition of the GTD111M superalloy

조성	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	C	Zr	B	Hf	V	Nb	Re	Pt	Ni
wt.	13.70	9.00	2.80	4.70	3.50	1.40	2.50	0.08	0.005	0.005	0.15	0.1	0.15	0.15	0.3	Bal.
%	/14.3	/10.00	/3.20	/5.10	/4.10	/1.70	/3.10	/0.12	/0.040	/0.020	max	max	max	max	max	

Table 2. Characteristics of solid/liquid interface with solidification conditions.

Furnace temp. (°C)	V ($\mu\text{m/s}$)	G ($^{\circ}\text{C/mm}$)	G/V ($\times 10^3^{\circ}\text{C}^2/\text{s}^2$)	S/L interface morphology	Mushy zone length ℓ (mm)	PDAS (μm)	SDAS (μm)	$\Delta T_{\text{freezing}}$ by ℓ ($^{\circ}\text{C}$)	ΔT_{tip} by GD/V ($^{\circ}\text{C}$)
1650*	1	17	17.0	Eut. planar	-	-	-	-	-
	2.5	17	7.2	γ dend./Cell	1.4	251	-	23.8	36.0
	5	16	4.0	γ dendrite	2.6	243	65.0	41.6	20.0
	25	15	0.88	γ dendrite	4.0	183	41.2	60.0	4.4
	50	15	0.46	γ dendrite	4.3	175	36.8	64.5	2.3
1630	0.5	8.5	17.0	Eut. planar	-	-	-	-	-
	5	8.4	1.68	γ dendrite	3.4	345	69.4	28.6	8.4
	25	8.2	0.33	γ dendrite	5.2	232	47.4	42.6	1.7
	50	8.0	0.16	γ dendrite	5.9	208	35.1	47.2	0.8
1500	5	6.6	1.32	γ dendrite	4.0	375	86.6	26.4	6.6
	50	6.0	0.12	γ dendrite	6.8	225	40.1	40.8	0.6
	100	5.1	0.05	γ dend./Equi.	-	210	36.5	-	-
1450	5	6.1	1.34	γ dendrite	4.3	390	-	26.2	6.7
	50	5.5	0.11	γ dendrite	6.9	235	-	38.0	0.6
	100	4.8	0.05	γ dend./Equi.	-	227	33.8	-	-

*High thermal gradient condition

온도구배에 따른 응고조직 형성거동을 연구하였다. 일방향응고 도중 응고계면을 순간 급냉 (Directional solidification and quenching) 시켜 온도구배 및 응고속도에 따른 응고계면의 형상변화, 일방향/다결정 조직 변화, 수지상 조직 변화를 관찰하였다. 특히 일방향응고시 일방향 조직에서 다결정 조직으로 변화하는 응고조건은 터빈 블레이드의 일방향응고 공정 설계를 위한 자료로 활용될 것으로 기대된다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 GTD111M 합금의 화학 조성을 Table 1에 나타내었다. 일방향 응고 중 고상/액상 계면을 급냉시켜 계면을 보존하여 관찰할 수 있도록 설계된 Bridgman 형의 일방향 응고로를 사용하여 방향성 응고를 시켰다.¹⁴⁾ 시편은 직경 4.7mm, 길이 80mm로 가공하여 길이 700mm 알루미늄 튜브에 시편을 장입하여 장착후 Ar 분위기에서 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 로 목표 온도까지 승온시켜 30분 유지후 로를 상승시켰다. 노의 하부에는 열의 흐름을 일방향으로 하기 위해 원통 Cu 냉각대를 설치하고 그 아래 급냉을 위한 수냉 실린더를 장착하였다. 시료의 온도가 안정화 된 후 로를 일정하게 조절된 속도로 상승시키고 약 50mm까지 일방향 응고가 되면 급냉하여 계면을 보존 시켰다. 다양한 온도

구배 조건을 얻기 위해 초기 노의 온도를 1450, 1500, 1630, 1650 $^{\circ}\text{C}$ 로 설정하였고 온도가 증가함에 따라 4.8 $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ 에서 17 $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ 의 높은 온도구배를 얻을 수 있었다. 1650 $^{\circ}\text{C}$ 온도 조건에서는 냉각대를 가능한 노의 하부 가까이 부착시켜 17 $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ 의 높은 온도구배 조건을 얻을 수 있었다.

실제 응고 조건에서 정확한 온도구배 측정을 위해 용융된 시험편에 열전대를 직접 장입하는 방법으로 온도구배를 측정하였다. 온도구배 실험의 온도 측정은 직경 0.2mm의 B-type (Pt-6%Rh/Pt-30%Rh) 열전대를 사용하였으며 열전대 외부에 직경 1.5mm의 알루미늄 튜브를 사용하여 절연하였다. 열전대는 용융금속에 수직방향으로 직접 장입하여 초기 고/액 계면 10mm 상부에 위치시킨후 로를 상승시켜 일방향 응고 도중의 액상, 고/액공존구간, 고상의 온도구배를 연속적으로 측정하였다.

수지상 형상을 조사하기 위하여 일방향 시편을 종단면으로 연마하고, 수지상의 단면 형상 및 간격 등을 조사하기 위하여 횡단면으로 연마하였다. Kalling's Reagent (2gCuCl₂+40mlHCl+60mlC₂H₅OH)로 에칭하여 광학현미경과 주사전자현미경 (JEOL JSM5800)을 사용하여 응고조건에 따라 수지상 형상과 응고조직을 관찰하였다.

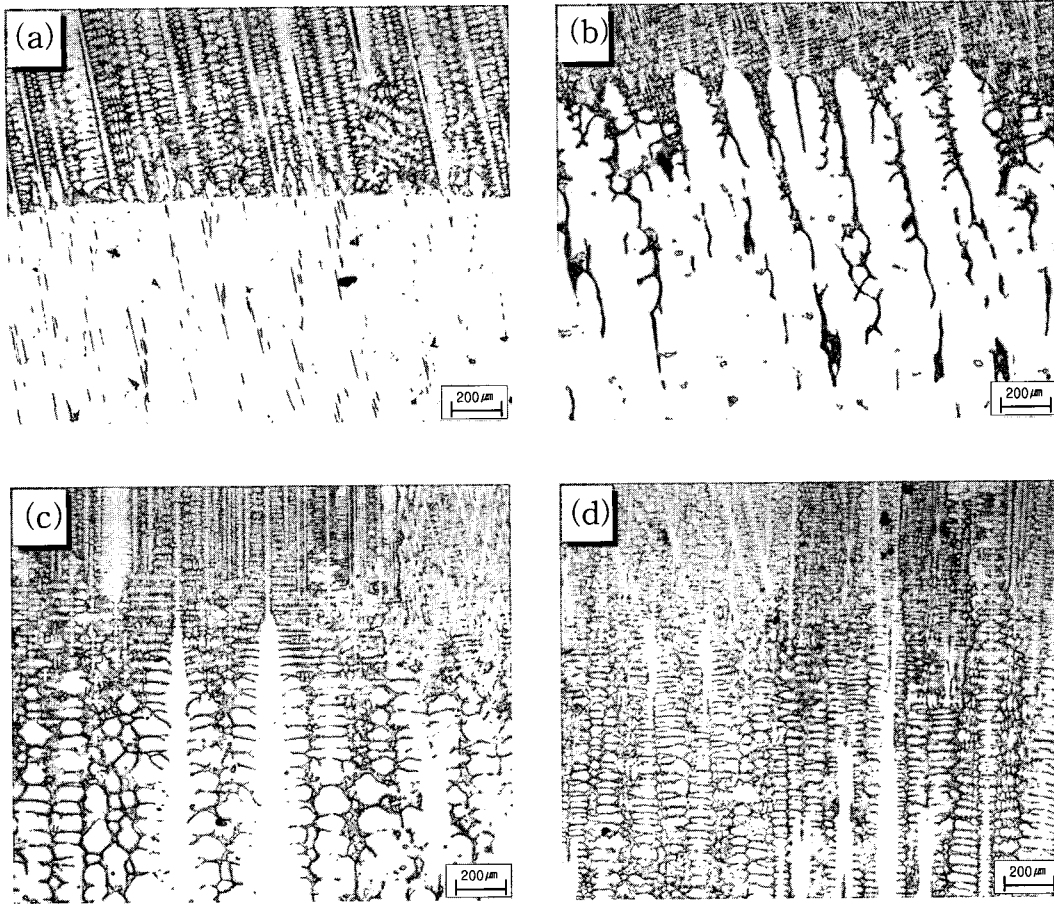


Fig. 1. Solid/liquid interface morphologies with solidification rates at the 1630°C furnace temperature. a) Planar interface at 0.5 μm/s, b) coarse dendritic at 2.5 μm/s, c) dendritic at 5 μm/s, and d) fine dendritic at 25 μm/s.

3. 결과 및 고찰

3.1 응고계면

일방향응고 도중 급냉에 의해 얻어진 시편은 일방향응고 가 진행된 고상 부분과 고/액 공존구간, 액상에서 급냉된 미세한 등축정 구간으로 나누어진다. 다양한 온도구배를 얻기 위하여 초기 노의 온도를 1450°C의 낮은 온도부터 1650°C의 높은 온도까지 설정하였고 각각의 온도에서 0.5~100 μm/sec의 응고속도로 일방향 응고 후 얻어진 시편의 고/액 계면 형상 및 응고조직을 Table 2에 나타내었다. 노의 온도를 변화시켜 4.8°C/mm에서 17°C/mm까지의 높은 온도구배 (G)를 얻을 수 있었다. 노의 온도를 증가시키기에 따라 온도구배가 증가하고 응고속도를 증가시키기에 따라 온도구배는 감소하였다. Fig. 1에서 보는 바와 같이 고/액 계면의 형상은 응고속도가 감소함에 따라 수지상, 셀, 평면 계면으로 변화하였다. 응고계면의 형상 변화는 다음이 조성적 과냉 조건으로 잘 설명된다.¹⁶⁾

$$V_c = GD / \Delta T \quad (1)$$

여기서 V_c 는 평면형 계면을 위한 임계속도 (critical velocity),

G는 응고계면에서 액상의 온도구배, D는 액상에서의 용질의 확산 계수, ΔT 는 응고구간이다. 본 실험에서 임계속도는 Table 2에서 1650°C 노 온도 조건에서 1~2.5 μm/s로 관찰되었다. 위의 조성적 과냉식에 따른 이론적 임계속도를 계산할 수 있다. 본 실험 조건에서 온도구배는 17°C/mm, D는 초내열합금 및 고온 합금에서 $5 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{s}$ 이며^{2, 15)}, ΔT 는 Fig. 2의 열시차분석 (DTA) 실험을 통하여

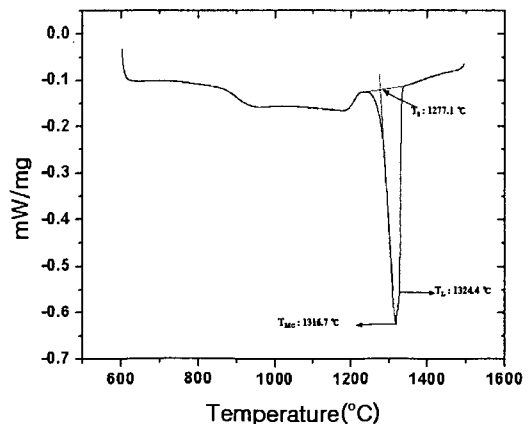


Fig. 2. Solidus and liquidus analysis by DTA.

47.3°C로 나타났다. 이와 같이 예측된 상수를 이용하여 계산된 임계 속도는 1.8 $\mu\text{m/s}$ 로서 실험치 범위 내 있음을 알 수 있다. 한편 노의 온도 조건이 1630°C 일때 평면 계면은 0.5-5 $\mu\text{m/s}$ 에서 관찰되었으며 이 온도 구배 조건에서 계산된 임계 속도는 0.9 $\mu\text{m/s}$ 로서 이는 실험적 임계속도 범위 내에 있음을 확인할 수 있다. 응고계면의 안정화는 응고속도와 함께 온도구배의 함수로서 위 식 (1)에서 알 수 있는 바와 같이 G/V 에 따라 수지상/평면 응고 계면을 결정하게 된다. Table 2에서 보는 바와 같이 1650°C와 1630°C의 노 온도조건에서 G/V 가 $17 \times 10^3 \text{Cs/mm}^2$ 이상 일때 평면형 계면을 형성하였다.

3.2 일방향/다결정 응고조직 형성

일방향 응고조직은 Fig. 1과 같이 일방향 응고된 평면, 셀, 수지상 응고조직을 보여주고 있다. 그러나 낮은 온도구배 조건의 빠른 응고 속도에서는 일방향 응고조직에서 다결정 조직으로 변함을 관찰할 수 있었다. Fig. 3에서 노의 온도가 1450°C의 낮은 온도구배 조건에서 100 $\mu\text{m/s}$ 의 빠른 응고속도에서 일방향응고 초기 일방향 조직에서 다결정 조직으로 바뀌는 현상을 보여주고 있다. 이와 같은 다결정 응고조건을 식으로 나타내면 다음과 같다.¹⁷⁾

$$G_s/V < \Delta H/K_s \tag{2}$$

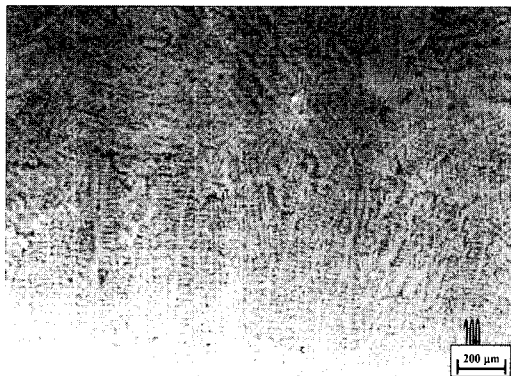


Fig. 3. Transition from the directional solidification structure to equiaxed structure at the low G/V condition($G = 4.8 \text{ }^\circ\text{C/mm}$, $V = 100 \mu\text{m/s}$, furnace temperature = 1450°C).

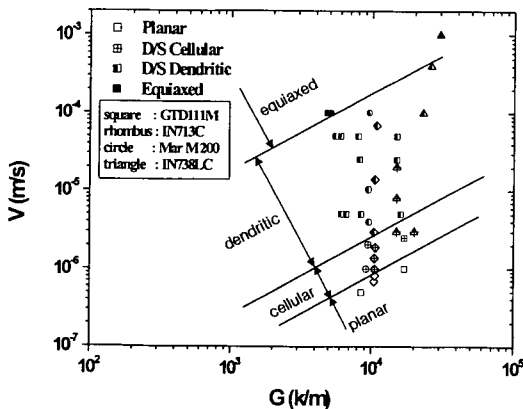


Fig. 4. Solidification microstructure map with solidification rates and temperature gradients.

여기서 G_s 는 고상의 온도구배, V 는 응고속도, ΔH 는 응고 잠열, K_s 는 고상의 열전도도이다. 일방향 응고 중 다결정 형성은 응고속도가 빨라짐에 따라 응고계면에서 많은 응고 잠열이 발생하게 되고 이 잠열이 고상으로 일방향 열전달 능력인 G_s 를 증가할 때 일방향 응고에서 다결정 응고조직이 형성된다. 이와 같이 일방향/다결정 조직 전환도 위 절의 수지상/평면 응고계면과 같이 G/V 의 함수로서 낮은 G/V 조건인 $0.05 \times 10^3 \text{Cs/mm}^2$ 이하에서 일방향응고/다결정 조직으로 변화했다. 따라서 미세한 수지상 조직을 얻을 수 있도록 좀더 빠른 응고속도에서 일방향 응고를 하기 위해서는 높은 온도구배가 요구된다.

Table 2에서 보는 바와 같이 일방향 응고에서 다결정/일방향 조건, 수지상/평면형 응고계면 조건은 응고속도와 온도구배에 의해 결정되므로 Fig. 3에 응고속도와 온도구배에 따른 일방향응고 조직도 (map)를 나타내었다. 여기서 본 연구 결과와 합금 조성의 범위가 비슷한 In738LC, In713C, Mar-M200 초내열합금에서 기존 보고된 결과들과 비교하였다. 본 실험보다 비교적 온도구배가 높은 조건에서 연구되었던 IN738LC의 수지상에서 평면상 계면으로 바뀌는 응고속도 조건은 크지만 G/V 의 값은 GTD111M의 값과 비슷함을 알 수 있다.

3.3 수지상 간격

수지상 간격은 응고속도뿐만 아니라 온도구배가 증가할수록 감소하게 되며 온도구배와 응고속도에 따른 일차 수지상간격의 관계는 최대 성장조건을 위한 확산식을 이용하여 잘 정립되어 있고 다음의 이론식과 같이 나타낼 수 있다.

$$\lambda_{PDAS} = K_{PDAS} G^{-1/2} V^{-1/4} \tag{3}$$

여기서 λ 는 수지상 간격, K_{PDAS} 는 일차수지상의 응고 및 물질에 따른 상수이다. 본 연구의 다양한 온도구배와 응고속도 조건에서 수지상 간격 측정된 결과 위의 이론식 의한 예측값과 잘 만족하는 결과를 얻을 수 있었다. 서로 다른 온도구배 조건에서도 식 (2)에서 예상되는 바와 같이 일차 수지상 간격이 온도구배와 응고속도에 의해 제어됨을 보여주고 있으며, 미세한 일차 수지상 간격을 얻기 위해서는 응

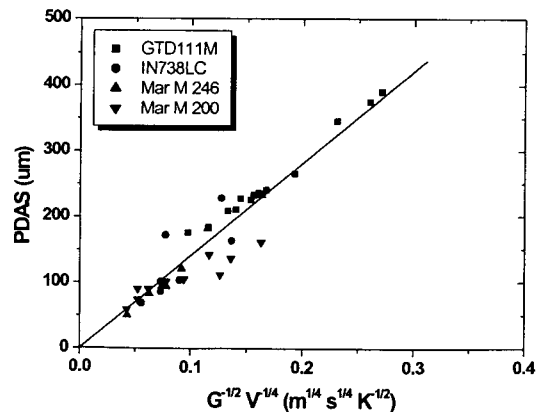


Fig. 5. Primary dendrite arm spacings with solidification rates and temperature gradients.

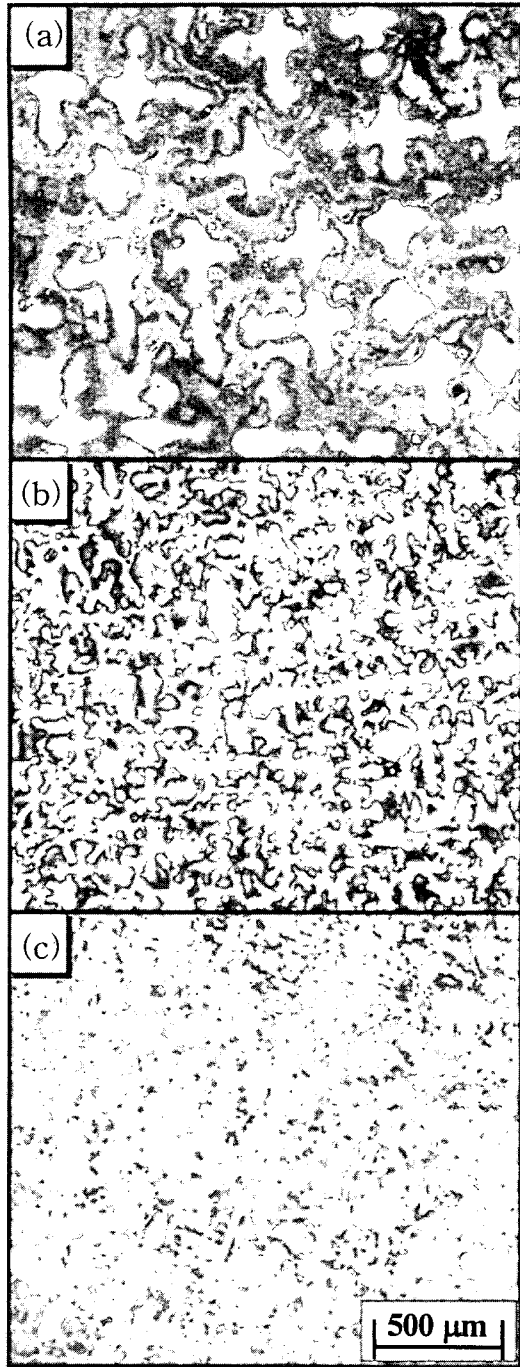


Fig. 6. Cross views of directionally solidified samples at a) 5 μm/s, b) 50 μm/s, c) 100 μm/s in the furnace temperature of 1450 °C.

고속도의 영향보다 온도구배의 영향이 큰 것을 알 수 있다. 기존에 보고된 IN738LC, MarM246 등의 자료와 비교해 보면 동일하게 직선적인 특성을 가질 뿐만 아니라 기울기인 K_{PDAS} 도 거의 같은 값을 가짐을 알 수 있다 (Fig. 5).

이차 수지상도 마찬가지로 용질확산에 의한 것이며 냉각 속도 (GV)가 중요한 인자임이 보고되어 있으며 McLean²⁾에 의해 이차 수지상 간격과 온도구배 및 응고속도와의 관계에서 Ostwald ripening 모델, Secondary arm retract 모델, Pinch-off 모델 등 3가지 모델을 제시하였고 이 모델에서 모두 이차 수지상 간격은 다음 식과 같이 냉각속도

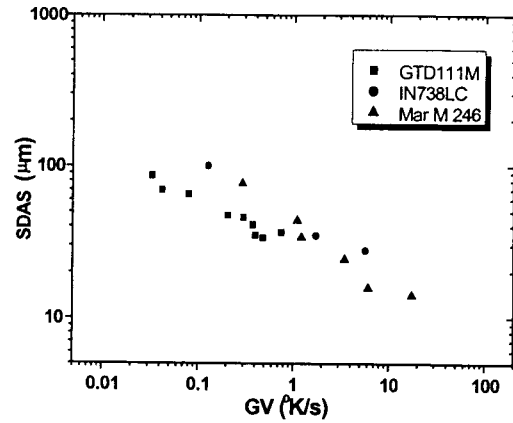


Fig. 7. Secondary dendrite arm spacings with cooling rates (GV).

(GV) 비례함을 보여주었다.

$$\log \lambda_{SDAS} = K_{SDAS} \log GV \quad (4)$$

여기서 K_{SDAS} 는 이차수지상의 응고 및 물질에 따른 상수이다. Fig. 7 냉각속도에 따른 이차 수지상 간격의 변화를 IN738LC와 Mar-M246 초내열합금과 비교하였다. 이차수지상 간격이 냉각속도의 함수임을 보여주었다.

3.4. 셀 및 수지상 길이

수지상 길이 (l)는 응고속도 (V), 온도구배 (G), 응고구간 ($\Delta T_{freezing}$)의 함수로서 응고계면에서 온도구배에 따른 수지상 길이의 관계식은 다음과 같다.

$$l = \Delta T_{freezing} G \quad (5)$$

위 식 (5)로부터 관찰된 수지상 길이 및 측정된 온도구배를 이용하여 응고구간을 Table 2에 구하였다. 이 식에서 예상되는 바와 같이 수지상 길이는 온도구배가 증가할수록 짧아 짐을 보여주었다. 또한 응고속도가 증가할수록 수지상 길이는 길어졌는데 이는 식 (1)의 조성적 과냉에서 예측할 수 있는 바와 같이 느린 응고 속도의 셀형 계면에서 빠른 응고속도의 수지상 계면이 형성되며 수지상 길이가 길어지게 된다. Table 2에서 수지상 길이로부터 응고구간의 계산치는 빠른 응고속도인 50 μm/s에서 온도구배 조건에 따라 38 °C에서 64.5 °C로서 열시차분석 (DTA)에서 측정된 응고구간인 47.3 °C와 비슷한 결과를 보여 주었다.

셀 및 수지상 응고시 이틀 끝 (tip)까지 과냉 온도 (ΔT_{tip})는 다음 식과 같이 조성적 과냉에 의한 계면 안정 (stability) 항, 수지상 및 셀 끝에서 조성에 의한 과냉 항, 수지상 및 셀 끝의 반경에 따른 표면에너지 항으로 나타낼 수 있다.

$$\Delta T_{tip} = \frac{GD}{V} - k \Delta T_{l(p)} A - \frac{2\Gamma}{R} \quad (6)$$

$$A = \frac{1}{1 - (1-k) I_v(p)}$$

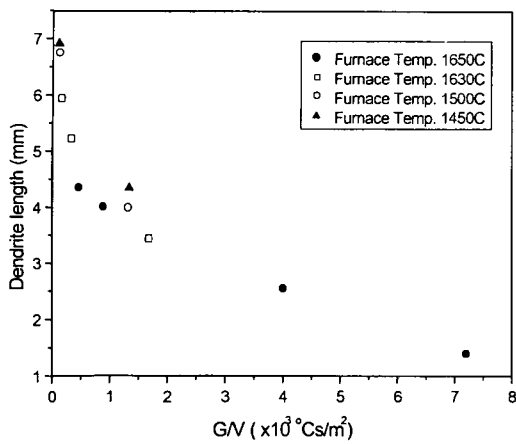


Fig. 8. Dendrite lengths with G/V values.

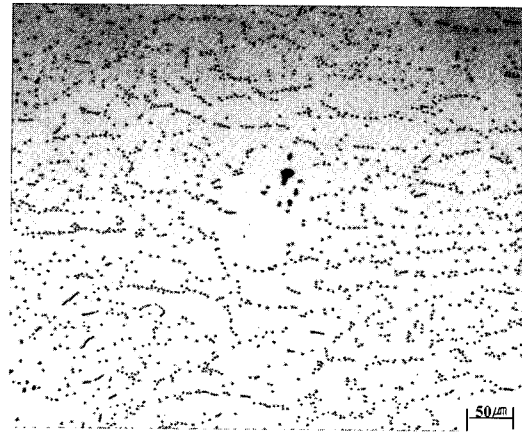


Fig.9. Cross view of the γ /MC eutectic microstructure.

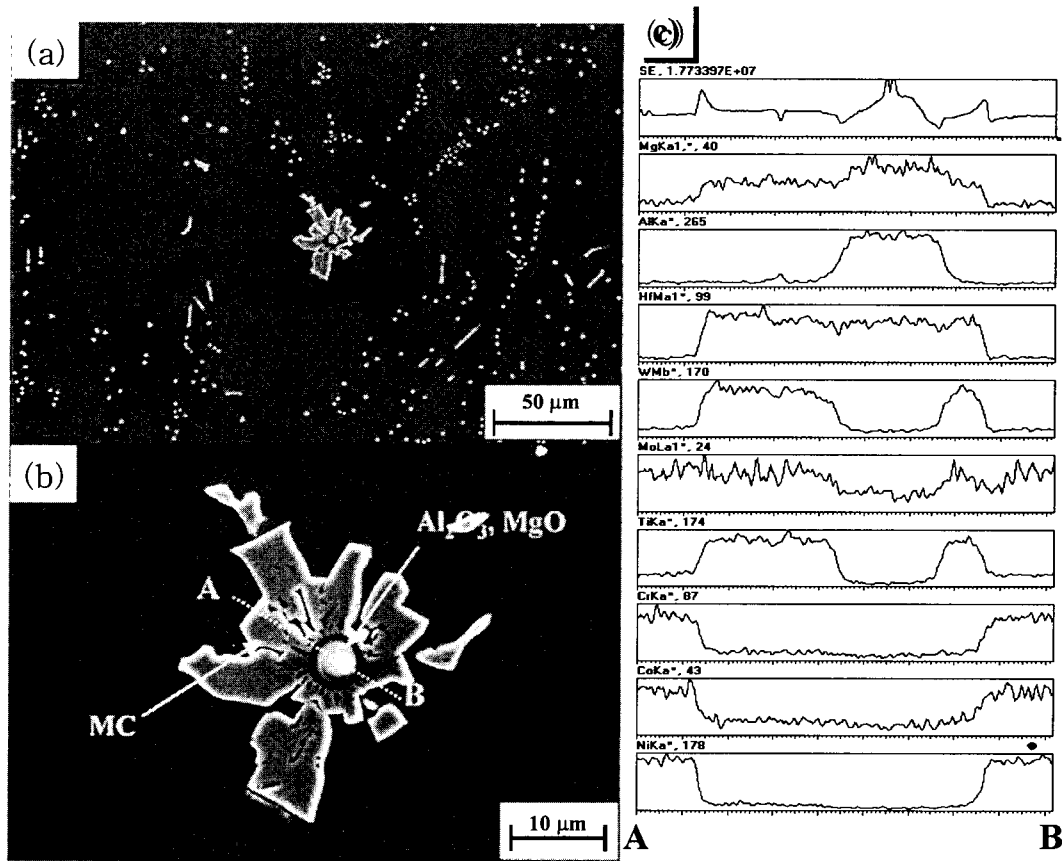


Fig. 10. Abnormally grown MC carbide in the γ /MC eutectic. a) Low magnification view of the carbide, b) a nucleation at the center of the abnormally grown carbide, c) composition line profile across the large carbide.

여기서 $I_v(p)$ 는 Ivantsov function, p 는 Peclet number, R 은 수지상 및 셀의 끝 반경, k 는 평형분배 계수, Γ 는 Gibbs-Thomson 상수이다. Table 2에서 느린 응고속도에서 주요 셀 및 수지상 끝의 과냉도를 결정하는 GD/V (식 (6)의 우변 첫항)를 구하였다. 본 연구에서 일방향 수지상이 관찰된 가장 빠른 응고속도인 $50 \mu\text{m/s}$ 에서 GD/V 는 온도구배 조건에 따라 0.6°C 에서 2.3°C 이고, $25 \mu\text{m/s}$ 응고속도에서는 1.7 에서 4.4°C 로서 응고속도가 $25 \mu\text{m/s}$

이상의 응고속도에서 수지상 끝의 온도가 액상선 온도로부터 작은 과냉도 내에 있음을 알 수 있다. Fig. 1의 응고계면 형상에서도 $25 \mu\text{m/s}$ 이상의 응고속도에서 잘 발달된 수지상 형상을 보여 주었다. 따라서 $50 \mu\text{m/s}$ 의 응고속도에서 수지상 끝 온도는 액상선 온도에 거의 근접된 온도로 예상된다.

3.5. 공정 응고 특성

1650°C 의 노 온도 및 $1 \mu\text{m/sec}$ 의 응고조건에서 평면계

면 응고로 MC(탄화물)- γ 의 공정 일방향 응고조직을 보여 주었다. 공정조직의 급냉된 응고계면 형상은 Fig. 1(a)에서 보여 주었고, 응고방향의 90° 방향(cross section)의 조직이 Fig. 9에 보여주고 있다. 응고 시작 부위에서부터 20mm까지($f_s=0.25$)는 γ 평면상으로 성장 후, MC/ γ 공정상으로 50mm($f_s=0.6$)까지 성장하며 공정 계면이 급냉되었다. 공정 조직은 rod 형 공정 조직으로 γ 기지 조직에 rod 형태의 MC 탄화물로서 응고 초기 γ 상의 응고가 진행되면서 탄화물 형성 원소를 액상 방향으로 편석시키며, 공정 조직을 형성시킬 정도로 편석된 후 rod-MC/ γ 의 공정조직을 형성하게 된다. 이때 기지조직인 γ 상은 상 형성 후 온도감소에 따라 γ' 석출하여 MC- γ/γ' 의 복합조직이 나타난다.

Fig. 9의 공정조직에서 rod형의 탄화물 이외에 고상의 전구간에 불규칙적으로 조대화 된 MC 탄화물이 관찰되었다. 이와 같이 크기가 큰 덩어리(blocky) 형태의 MC 탄화물은 그 중심에 MgO, Al₂O₃로 판단되는 산화물이 존재함을 확인 할 수 있었다(Fig. 10). 이들 산화물은 잉고트에 존재하였거나 일방향 응고 실험시의 알루미늄 튜브로부터 형성된 불순물이라 생각되어지며 이들 산화물들은 탄화물 핵생성 사이트 역할을 하여 탄화물 형성원소를 응집시키며 우선적으로 성장 된 것으로 판단된다.

4. 결 론

Ni기 초내열 합금 GTD111M 합금을 일방향 응고방법으로 초기 용융 온도를 제어하여 다양한 온도구배를 조건을 얻을 수 있었고, 일방향 도중 급냉에 의해 얻어진 고/액 계면을 관찰하여 온도구배 및 응고속도에 따른 응고 특성을 고찰하였다.

1) Bridgeman 형태의 일방향 응고로에서 노의 온도를 변화시키고, 노와 냉각대를 가능한 가깝게 설계하여 4.8°C/mm의 낮은 온도구배에서부터 17°C/mm의 높은 온도구배까지 다양한 온도구배를 얻을 수 있었다.

2) 낮은 G/V 조건인 0.05×10³Cs/mm²에서 일방향응고/다결정 조직으로 바뀌었고 높은 G/V 조건인 17×10³Cs/mm²이상에서 평면형 계면을 얻을 수 있었으며 이를 이용하여 GTD111M 초내열합금에서 응고속도와 온도구배에 따른 응고조직 도표(map)를 작성하였다.

3) 일차 및 이차 수지상 간격은 응고속도 및 냉각속도의 함수임을 보여주었고, 일차 수지상 간격은 응고속도의 영향보다 온도구배에의 영향이 큰 것을 확인할 수 있었다.

4) 높은 온도구배 조건에서는 수지상 길이가 짧게 응고되었고 응고속도가 빠를수록 수지상 길이가 증가하였다. 응고속도가 50 μ m/s에서 수지상 끝의 온도가 거의 액상선 온도에 도달하는 최대 수지상 길이가 됨을 보여주었다.

5) 높은 G/V 조건인 17×10³Cs/mm²에서 평면형 공정 응고 계면 조직을 얻었고, 공정 조직은 γ /MC의 rod형 공

정조직으로 응고 초기 γ 상의 평면형 응고로 시작하여 응고가 진행됨에 따라 탄화물 형성원소의 편석에 따라 공정조직이 형성되었다. Rod 형 탄화물 이외에 크기가 큰 덩어리(blocky)형 탄화물이 발견되었으며 이 탄화물의 중심에서 MgO나 Al₂O₃등으로 판단되는 산화물이 핵생성 사이트 역할을 하며 탄화물 형성원소가 응집되어 우선 성장되는 것으로 예상된다.

참 고 문 헌

1. C.T.Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel, Superalloys II, John Wiley & Sons (1987)
2. M.McLean, Directionally Solidified Materials for High Temperature Service, The Metals Society (1983)
3. S. Ahmed, J. Metals, Aug. 24 (1990)
4. T. Khan, P. Caron, and Y.G. Nakagawa, J. Metals, July, 17 (1986)
5. F.L. Versnyder and M.E. Shank, Materials Sci. Eng, 6, 213 (1970)
6. H.M. Tawancy, D.L. Klarstrom, and M.F. Rothman, J. Metals, Sep., 58 (1984)
7. R.A. Sprague and S.J. Friesen, J. Metals, July, 24 (1986)
8. T. Hino, T.Kobayashi, Y. Koizumi, H.Harada, and Y. Yamagata, Superalloys 2000 (eds. T.M Pollock et.al.), TMS, 729 (2000)
9. P.W. Shilke, A.D. Foster, J.J.Pepe, A.M. Beltran, Adv. mater. Process, 4, 22 (1992)
10. S.A. Sajjadi and S.Nategh, Mat. Sci. Eng. A307, 158 (2001)
11. S.A. Sajjadi, S.Nategh, R.I.L. Guthrie, Mat. Sci. Eng. A325, 484 (2002)
12. S.Nategh and S.A. Sajjadi, Mat. Sci. Eng. A339, 103 (2003)
13. J.Zou, H.P.Wang, R.Doherty, and E.M. Perry, Superalloys 1992 (eds. S.D. Antolovich et.al.), TMS, 165 (1992)
14. J.H. Lee, J.D. Verhoeven, J. Phase Equilibria, 15(2), 136 (1994)
15. H.K. Kim, J.C. Earthman, and E.J. Lavernia, Mat. Sci. Eng. A152, 240 (1992)
16. R.Trivedi, Principles of Solidification and Materials Processing (ed. R.Trivedi, J.A. Sekhar, J. Mazumdar), Trans Tech Publications (1990)
17. J.D. Verhoeven, Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley & Sons (1987)