

## Co기 초합금 ECY768에서 응고 조직 및 탄화물 형성 거동

이정석 · 김현철 · 이재현<sup>†</sup> · 서성문\* · 조창용\*

창원대학교 금속재료공학과  
\*한국 기계연구원 내열재료그룹

### Solidification Microstructure and Carbide Formation behaviors in the Co-base Superalloy ECY768

J. S. Lee, H. C. Kim, J. H. Lee<sup>†</sup>, S. M. Seo\* and C. Y. Jo\*

Department of Metallurgy and Materials Science, Changwon National University  
\*High Temperature Materials Group, Korea Institute of Machinery and Materials

(2003년 6월 3일 받음, 2003년 6월 13일 최종수정본 받음)

**Abstract** Directional solidification experiments were carried out at 0.5-150  $\mu\text{m/s}$  in the Co-base superalloy ECY 768. As increasing solidification rate, the dendrite length increased and it reached the maximum at 150  $\mu\text{m/s}$ , where the tip temperature is close to the liquidus. The liquidus and eutectic temperatures could be estimated by comparing the dendrite lengths and the temperature gradients at the solid/liquid interface and those were estimated as 1424.6°C and 1343°C respectively. Between the dendrites just below final freezing temperature, MC carbide and  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  carbide were found. It was confirmed that the script or blocky shape was Ta or W-rich MC carbide, and the lamellar shape was Cr-rich eutectic carbide. The solid/liquid interface morphology clearly showed that the Cr-rich eutectic carbide formed just after the script type MC carbide.

**Key words** Cobalt-base superalloy, Directional solidification, Solidification microstructure, Solidification rate, Carbide

### 1. 서 론

초내열 합금은 기지 금속에 따라 Fe, Ni, Co기 초합금으로 크게 나뉘어 진다. 초내열합금 개발 초기 Fe계 기지 합금을 선두로 1900년대에 Co-Cr 합금과 Co-Cr-W 합금으로 알려지기 시작한 Co기 초합금은 Ni기 초내열합금이 개발되기 시작하기 전인 1950년대까지 초내열합금 소재 분야의 선두의 위치에 있었다. Co기 초합금은 탄화물의 분산강화와 기지상인  $\gamma$ 상(FCC)의 용질원자 고용에 의한 고용강화를 주 강화기구로 사용하고 있었으나, 진공 용해기술의 발달에 따른 Ni기 초합금의  $\gamma'$  (ordered FCC) 석출물 강화에 따른 우수한 고온 특성에 따라 터빈엔진 및 내열합금 분야에 Ni기 초내열합금이 압도적으로 적용되며 Co기 초내열합금의 활용성이 점차 줄어들게 되었다. 그러나 다른 초합금보다 상대적으로 높은 용점과 안정한 크립 특성에 따른 우수한 고온 기계적 특성, 높은 Cr함량에 따른 월등한 고온 내식특성, Ni기 초합금에 비해 월등한 열피로 특성 및 용접특성을 가지고 있기 때문에 현재까지도 고온 소재로 사용되고 있다.<sup>1-3)</sup>

Co기 초내열합금에서 기지 금속인 Co는 417°C를 기

준으로 그 이상에서는 FCC구조를 가지고 그 이하에서는 HCP구조를 가지게 되지만 HCP구조로의 변태속도가 아주 느리기 때문에 대부분의 기지가 상온까지 FCC구조를 가지게 된다. Co기 초내열합금의 개발 초기 주 합금 원소로 Co-Cr과 Co-Al의 합금이 고안되었으나 Co-Al 합금계는 우수한 내식특성을 가지며  $\gamma'$  석출물을 형성함에도 불구하고 가스 터빈 등의 환경에 사용하기 충분한 고온 기계적 특성에 미치지 못하였다.<sup>4)</sup> 이로 인해 비슷한 내식특성을 가지고  $\gamma'$  석출물은 없지만 충분한 고온 강도를 가지는 Co-Cr이 주 합금 원소가 되었다. 기계적 특성에 악영향을 끼치는 취성이 강한 상의 생성을 피하고 가장 우수한 내식 특성을 나타내는 Cr의 첨가량은 20-30%로써 오늘날 대부분의 상업적 Co기 초합금은 Co-Cr(20~30%)-X를 기본으로 설계되었다. 주 강화기구가 기지의 고용강화와 탄화물의 분산강화이기 때문에 Ni기 초합금에 비해 많은 C 함량을 포함하고 있으며 이외에 고온 기계적 특성과 내식 특성을 높이기 위해 첨가하는 합금으로 Al, Ni, Ta, W, Ti, Nb, Mo 등이 있으나 대부분 기지에 고용되어 있거나 탄화물을 형성하는데 소비되고  $\gamma'$ 을 형성하는 Al, Ti, Ni등은 미량 첨가 원소이기 때문에  $\gamma'$ 을 형성하기에 충분치가 않다.<sup>1)</sup>

Co기 초합금의 주 강화기구로는 기지  $\gamma$ 상의 고용강화로써 기지 금속인 Co의 FCC격자 내에 거의 모든 종류

<sup>†</sup>E-Mail: ljh@sarim.changwon.ac.kr

의 용질 원소가 고용되어 있다. 용질 원소 중 강력한 탄화물 형성 원소들은 입계 및 수지상간(interdendritic) 구역에 탄화물 형태로 대부분 존재하며, 일부 기지내부에 미세 석출 탄화물을 구성하고 있다. Ni기 초합금의 주 강화기구인 석출강화를 가능하게 하는  $\gamma$ 상과 석출형 탄화물들은 대부분 700°C 이상에서는 분해되기 시작하고 이로 인해 900°C 이상에서의 기계적 특성은 감소하고 안정성이 떨어지게 된다. 이에 반해 Co기 초합금의 강화상인 기지  $\gamma$ 상과 방향 혹은 미세한 문자(script) 형태의 탄화물들 및 그 주변에 석출되는 미세한 탄화물들은 900°C 이상에서도 안정한 상으로써 900°C 이상에서는 일반적으로 Co기 초합금이 우수한 특성을 나타낸다.<sup>4)</sup>

현재 가스터빈 산업 분야에서 Ni기 초내열합금이 주된 합금으로 적용되고 있으나, Co기 초합금은 보다 높은 온도에 적용되는 내열 합금으로 꾸준한 수요를 확보하고 있다. 특히 최근 보다 높은 온도에서 가혹한 부식 및 응력 환경 하에서 적용될 내열재료의 요구에 따라 Co기 초합금의 중요성이 확대되고 있다. 가스터빈 소재로 Ni기 초내열합금의 압도적인 수요에 따라 Co기 초내열합금의 연구는 개발 초기 단계의 부분적인 합금 특성에 대한 연구 외 응고조직 및 상변태에 대한 연구가 거의 없는 실정이다. 따라서 본 연구에서는 현재 발전용 터빈 엔진의 blade, vane 등에 쓰이고 있는 Co기 초합금 ECY768을 일방향 응고 방법을 이용하여 다양한 속도에 따른 응고조직 변화와, 일방향 응고시키는 도중 순간 급냉하여 응고 계면을 보존하여 관찰함으로써 응고 계면에서 다양한 탄화물의 형성 및 상변태 거동을 관찰하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 ECY768 모합금은 미국 Cannon-Muskegon사에서 제조한 잉고트를 사용하였으며 합금의 조성은 Table 1에 나타내었다. 본 연구에 사용된 일방향 응고 장비는 일방향 응고 중 급냉하여 응고계면을 관찰할 수 있도록 설계된 Bridgeman 방식으로 합금 용해를 위한 Super-Kanthal 발열체를 열원으로 하는 로와, 로의 아랫부분에 일방향 냉각을 위한 수냉식 Cu-toroid의 냉각대로 구성되어 있다.<sup>5)</sup> 잉고트는 로 내부에 설치된 길이 700 mm, 외경 8 mm, 내경 5 mm의 알루미늄 튜브에 장입하기 위하여 길이 12 mm, 직경 4.7 mm 크기로 가공하여 진공 후 Ar가스 분위기 하에서 1650°C까지 가열하였다. 시편의 전체적인 용해를 위해서 1650°C에서 30분간 유지하여 안정화시킨 후 시료가 장입된 알루미늄 튜브를 고정시키고 로를 일정한 속도(0.5, 1, 5, 25, 50, 100  $\mu\text{m}/\text{sec}$ )로 이동시켜 일방향응고가 진행되도록 하였다. 일정 거리(50 mm)만큼 일방향 응고시킨 후 알루미

나 튜브를 로 아래에 설치된 실린더형 수조에 낙하시켜 급냉되도록 하여 일방향 응고 당시의 응고 계면을 유지하게 하였다. 급냉된 일방향 응고 시편은 길이 방향으로 연마 한 후 전해 에칭시켜 광학 현미경(OM), 주사 전자 현미경(SEM/EDS)을 통해 미세 조직을 관찰하였다. 또한 용해된 액상부에 외경 1.5 mm의 알루미늄 튜브로 절연된 B-type(Pt-6%Rh/Pt-30%Rh) 열전대를 삽입하여 일방향 응고 시키며 액상부, 응고계면, 고상부의 온도의 변화를 데이터 획득 시스템을 통하여 측정하였다.

모합금의 고상선( $T_S$ )과 액상선( $T_L$ )은 시차 열분석(DTA) 실험을 행하여 측정하였고, 이 결과는 일방향응고 중 온도 구배 측정 자료와 급냉된 응고계면 조직에서 수지상 길이 자료와 비교하여 수지상 끝(tip)부의 온도, mushy zone의 길이, 응고 완료부의 온도 등을 예측하였다.<sup>6)</sup>

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. 응고 계면 형상

각각의 응고속도로 일방향 응고를 50 mm 성장시킨 후 급냉된 시편의 각 조직은 크게 급냉된 미세 등축정(액상) 부분, 고액 공존부분, 고상 부분으로 구분되었다. Fig. 1에 응고 속도에 따른 응고계면 형상을 나타내었다. 응고 속도가 증가할수록 잘 발달된 수지상 형상을 보여주었다. 본 실험에서 가장 느린 응고속도인 0.5  $\mu\text{m}/\text{s}$ 의 응고 속도에서는 2차 수지상이 약간 형성된 셀(cell)형의 응고 계면을 보여주었다. 응고계면의 형상을 정확히 관찰하기 위해 응고 성장 방향의 수직 방향으로 관찰하였다(Fig. 2). Fig. 2에서 빠른 응고속도인 50  $\mu\text{m}/\text{s}$ 에서는 4방향으로 대칭된 수지상 형상을, 5  $\mu\text{m}/\text{s}$ 의 응고속도에서는 조대한 수지상 조직을, 느린 응고속도인 0.5  $\mu\text{m}/\text{s}$ 에서는 조대한 수지상 형상이 연합된 불규칙한 형상으로 셀 형상으로부터 수지상이 잘 발달되지 않은 조직으로 보여진다. 응고속도에 따른 응고계면 형상, 수지상 길이, 응고구간, 수지상 간격 등이 Table 2에 정리되어 있다. In792Hf, Mar M-247LC, GTD111M 등 Ni 기 초내열합금과 비교해 볼 때<sup>7-11)</sup> Ni 기 초내열합금에서는 느린 응고속도 조건인 0.5  $\mu\text{m}/\text{s}$  조건에서 평면형(planar)응고계면을 얻을 수 있었으나 ECY768 Co기 초내열합금에서는 평면형 계면이 관찰되지 않았다. 또한 수지상이 비교적 느린 응고속도인 1  $\mu\text{m}/\text{s}$ 에서도 비교적 잘 발달됨을 보여주어 조성적 과냉이 Ni기 초내열합금에 비해 큰 것으로 예상된다. 이는 Cr, Ni, W, Ta 등의 용질 원소가 다량 포함되어 있기 때문인 것으로 판단된다.

### 3.2. 응고 구간

Table 2에서 수지상 길이는 급냉된 응고계면 조직에서

Table 1. Nominal compositions of the ECY768 Co base superalloy

											(wt%).
Co	Cr	Ni	Al	Ti	C	Ta	W	B	Fe	Zr	
Bal.	23.56	10.13	0.20	0.18	0.60	3.61	7.01	0.002	0.07	0.01	

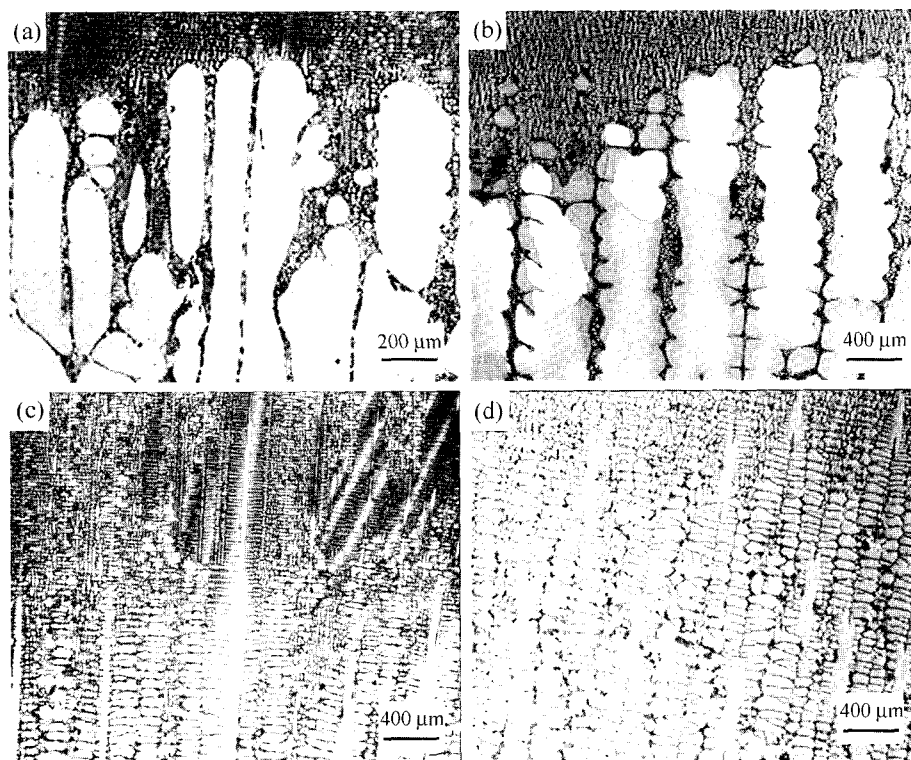


Fig. 1. Solid/Liquid interface morphology with solidification rates of (a) 0.5  $\mu\text{m/s}$ , (b) 1  $\mu\text{m/s}$ , (c) 25  $\mu\text{m/s}$  and (d) 50  $\mu\text{m/s}$ .

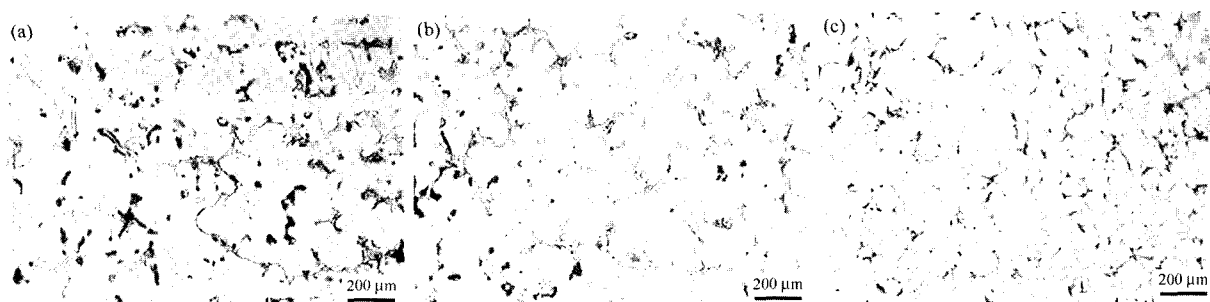


Fig. 2. Cross section views of directionally solidified samples at (a) 0.5  $\mu\text{m/sec}$ , (b) 5  $\mu\text{m/sec}$ , (c) 50  $\mu\text{m/sec}$ .

Table 2. Solidification microstructures and characteristics with solidification rates.

V ( $\mu\text{m/s}$ )	G ( $^{\circ}\text{C/mm}$ )	G/V ( $\times 10^{30}\text{C} \cdot \text{s/mm}^2$ )	S/L interface morphology	$\lambda$ (mm)	$\Delta T$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	Ttip* ( $^{\circ}\text{C}$ )	PDAS ( $\mu\text{m}$ )	SDAS ( $\mu\text{m}$ )
0.5	15.5	31.0	Cell/Dend.	1.7	26.4	1369.4	320	210
1	15.8	15.8	Dend.	2.1	33.2	1376.2	235	180
5	16.7	3.34	Dend.	2.8	46.8	1389.8	217	76
15	16.0	1.07	Dend.	3.6	57.6	1400.6	181	67
25	16.3	0.65	Dend.	3.9	63.6	1406.6	159	46
50	16.7	0.33	Dend.	4.3	71.8	1414.8	133	34
100	17.3	0.17	Dend.	4.7	81.3	1424.3	102	28
150	17.0	0.11	Dend.	4.8	81.6	1424.6	91	21

\*T<sub>E</sub> was assumed as 1343 $^{\circ}\text{C}$  from thermal gradient data.

수지상 끝(tip)으로부터 공정 조직이 형성되기 시작하는 영역을 응고 완료되는 온도로 예상하고 길이를 측정하였다. 수지상 길이( $l$ )로부터 응고 구간( $\Delta T$ )은 다음의 간단

한 온도구배( $G$ ) 식으로부터 구할 수 있다.<sup>11)</sup>

$$G = \Delta T / l \quad (1)$$

온도구배는 일방향 응고시 열전대를 응고계면에 넣어 직접 측정하였다. Table 2에 응고속도에 따른 수지상 길이와 온도구배로부터 응고구간을 계산하였다. 응고 구간은 응고속도가 증가할수록 커지며 응고속도가 가장 빠른 150  $\mu\text{m/s}$ 에서 81.6 $^{\circ}\text{C}$ 로 나타났다. 본 실험에서 가장 빠른 응고속도인 150  $\mu\text{m/s}$ 에서 수지상 길이 및 응고 구간이 거의 최대치에 접근함을 보여주었다. 따라서 150  $\mu\text{m/s}$ 에서 수지상 끝이 액상선에 접근함을 알 수 있었고 액상선 온도는 1424.6 $^{\circ}\text{C}$ 로 예상된다. 응고구간을 확인하기 위해 시차 열분석(DTA) 실험을 하였고 그 결과가 Fig. 3에 나타내었다. 상변태 온도는 20 $^{\circ}\text{C/min.}$ 의 속도로 가열하며 측정하였으며 액상선 온도는 1399.6 $^{\circ}\text{C}$ , 고상선 온도는 1341.6 $^{\circ}\text{C}$ , 응고구간은 58 $^{\circ}\text{C}$ 로 나타났다.

일방향응고 중 온도구배를 직접 측정한 결과로부터 응고구간을 예측하였다. 응고속도에 따른 응고계면에서 온도 분포가 Fig. 4에 나타나 있다. 비교적 응고속도가 느린 5  $\mu\text{m/s}$ 에서 수지상 끝과 응고완료 온도 부근에서 비교적 명확한 변곡점(Fig. 4(a)의 화살표)을 보여주었다. 수지상 끝 온도는 1390 $^{\circ}\text{C}$ , 응고완료 온도는 1343 $^{\circ}\text{C}$ 로 예상되며 이때 수지상 길이는 약 2.7mm로 예상된다. 실제 5  $\mu\text{m/s}$ 의 응고속도의 응고계면에서 측정된 수지상 길이가 2.8 mm였고, DTA 실험 결과에서 고상선 온도가 1399.6 $^{\circ}\text{C}$ 임을 고려할 때 온도구배 측정에서 예상된 응고완료 온도인 1343 $^{\circ}\text{C}$ 가 타당성이 있는 것으로 판단된다. 공정 조직으로 응고 완료되는 온도를 1343 $^{\circ}\text{C}$ 로 정하고 Table 2에서 수지상 길이와 온도 구배 측정치로

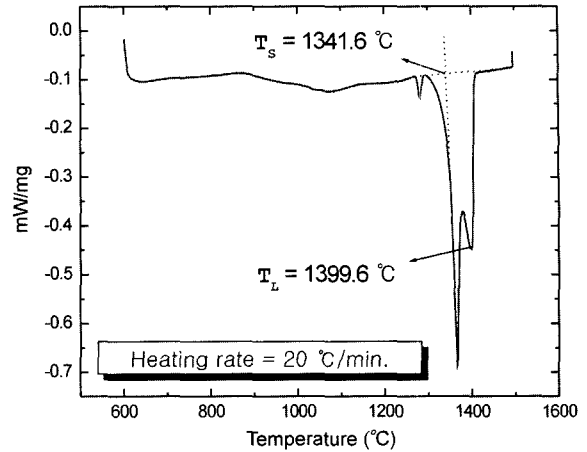


Fig. 3. Estimation of solidus and liquidus by DTA.

부터 응고 구간을 식 (1)에 따라 계산하였고 이에 따라 수지상 끝 온도를 예측하였다. 공정조직의 형성 온도는 응고 속도에 따라 과냉도가 크지 않으므로 응고속도에 따른 영향은 거의 없을 것으로 판단된다. Fig. 4에서 응고속도가 증가할수록 수지상 끝과 응고완료 온도에서 변곡점을 관찰 할 수 없었다. 빠른 응고속도에서는 응고계면에서 잠열발생이 크며, 응고계면에서 고상부가 냉각대로 빠르게 진입하여 냉각부의 영향이 크기 때문에 응고계면에서 액상 및 고상 상변화에 따른 변곡점 관찰이 힘든 것으로 판단된다. 그러나 응고완료 온도인 공정 온도가 1343 $^{\circ}\text{C}$  일 때 응고계면 조직에서 수지상 길이를 온도구

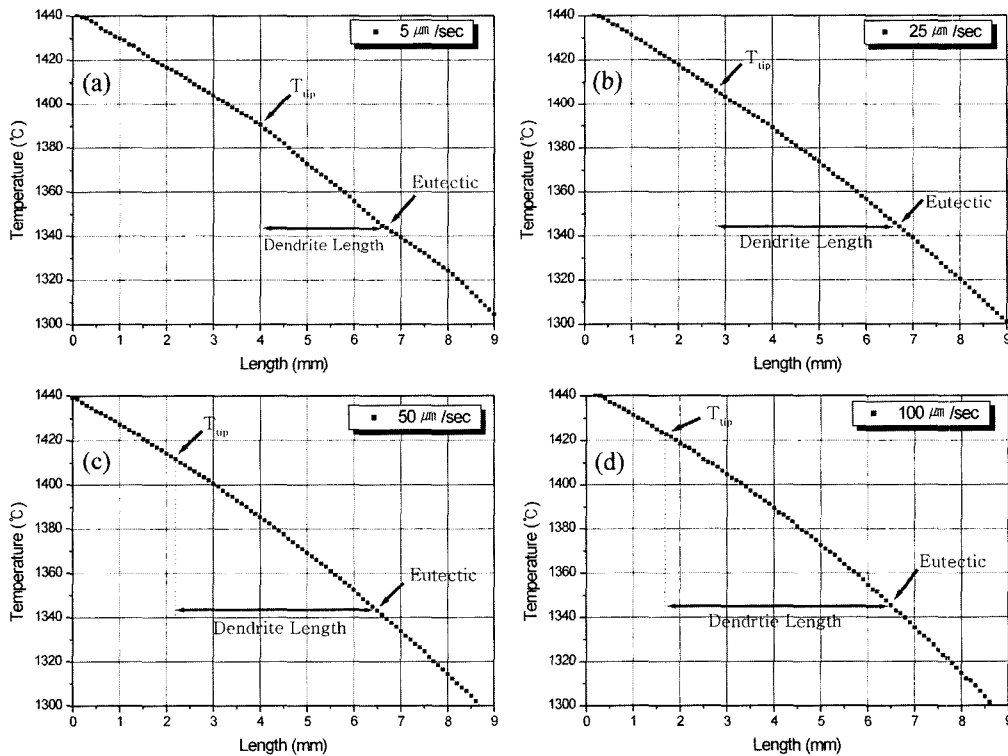


Fig. 4. Thermal gradients with solidification rates, a) 5  $\mu\text{m/sec}$ , b) 25  $\mu\text{m/sec}$ , c) 50  $\mu\text{m/sec}$ , d) 100  $\mu\text{m/sec}$ . From the dendrite lengths in the quenched solid/liquid interface microstructures with solidification rates, the dendrite tip temperatures were estimated. The eutectic temperature was assumed as 1343 $^{\circ}\text{C}$  from the temperature gradient at 5  $\mu\text{m/sec}$ .

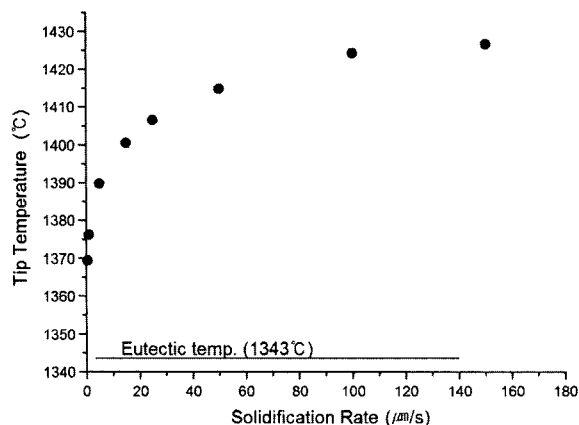


Fig. 5. Estimation of dendrite tip temperatures with solidification rates.

배 자료인 Fig. 4에 적용하면 식 (1)을 이용하여 계산된 바와 같이 수지상 끝 온도를 예상할 수 있다. Fig. 5에 응고속도에 따라 예측된 수지상 끝 온도를 그래프로 나타내었다. 응고속도가 증가 할수록 수지상 끝 온도는 증가하였고 응고속도가 100-150  $\mu\text{m/s}$ 에서 거의 정점에 도달하는 것으로 나타났다. 따라서 응고속도가 150  $\mu\text{m/s}$ 일 때 수지상 끝 온도는 거의 액상선 온도에 도달하는 것으로 예상된다.

### 3.3. 수지상 간격

응고속도가 증가함에 따라 수지상 간격은 감소하게 된다. 수지상 간격은 응고속도 뿐만 아니라 냉각속도에 관련된 온도구배에 따라 영향을 받게 된다. 일차 수지상 간격의 관계는 최대 성장조건을 위한 확산식을 이용하여 잘 정립되어 있고 다음의 식으로 나타낼 수 있다.<sup>12)</sup>

$$\lambda_{PDAS} = K_{PDAS} G^{-1/2} V^{1/4} \quad (2)$$

여기서  $\lambda$ 는 수지상 간격,  $K_{PDAS}$ 는 일차 수지상의 응고 및 물질에 따른 상수이다. 본 실험에서는 응고속도 조건에 따른 온도구배가 측정되어 응고속도와 온도구배에 따른 수지상 간격의 변화를 Fig. 6에 나타내었고 Ni기 초내열합금의 결과들과 비교하였다. 수지상 간격은 Ni기 초내열합금과 같이  $G^{-1/2} V^{1/4}$ 에 비례하였고 거의 비슷한 기울기( $K_{PDAS}$ )를 보여주었다. 본 실험의 가장 느린 응고속도인 0.5  $\mu\text{m/s}$ ( $G^{-1/2} V^{1/4} = 0.32$ )에서는 셀과 수지상의 복합형태를 가지고 있어 수지상 간격이 작은 것으로 예상된다.

McLean<sup>12)</sup>은 이차 수지상도 용질확산에 의한 것이며 냉각속도(GV)가 중요한 인자임을 보고하였으며 다음 식과 같이 냉각속도에 비례함을 보여주었다.

$$\log \lambda_{SDAS} = K_{SDAS} \log GV \quad (3)$$

여기서  $K_{SDAS}$ 는 이차 수지상의 응고 및 물질에 따른 상수이다. ECY768 Co기 초내열합금에서 냉각속도(GV)가 증가할수록 이차 수지상 간격이 감소하였으며 다른 Ni

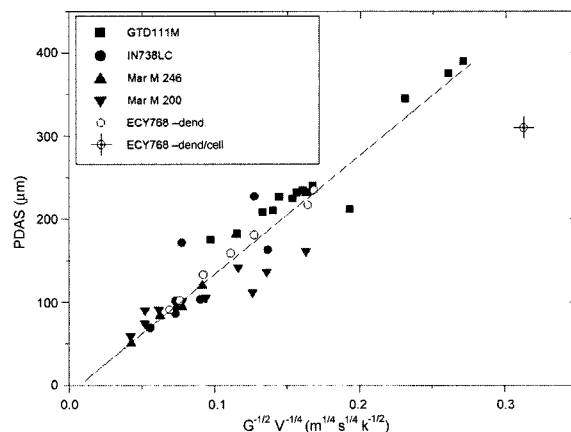


Fig. 6. Primary dendrite arm spacings of ECY768 with solidification rates and temperature gradient were compared with those of superalloys

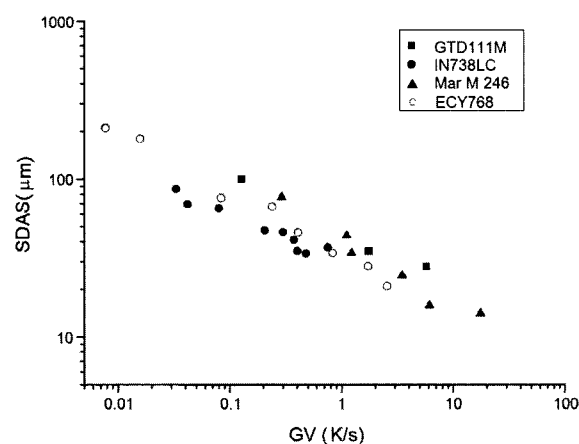
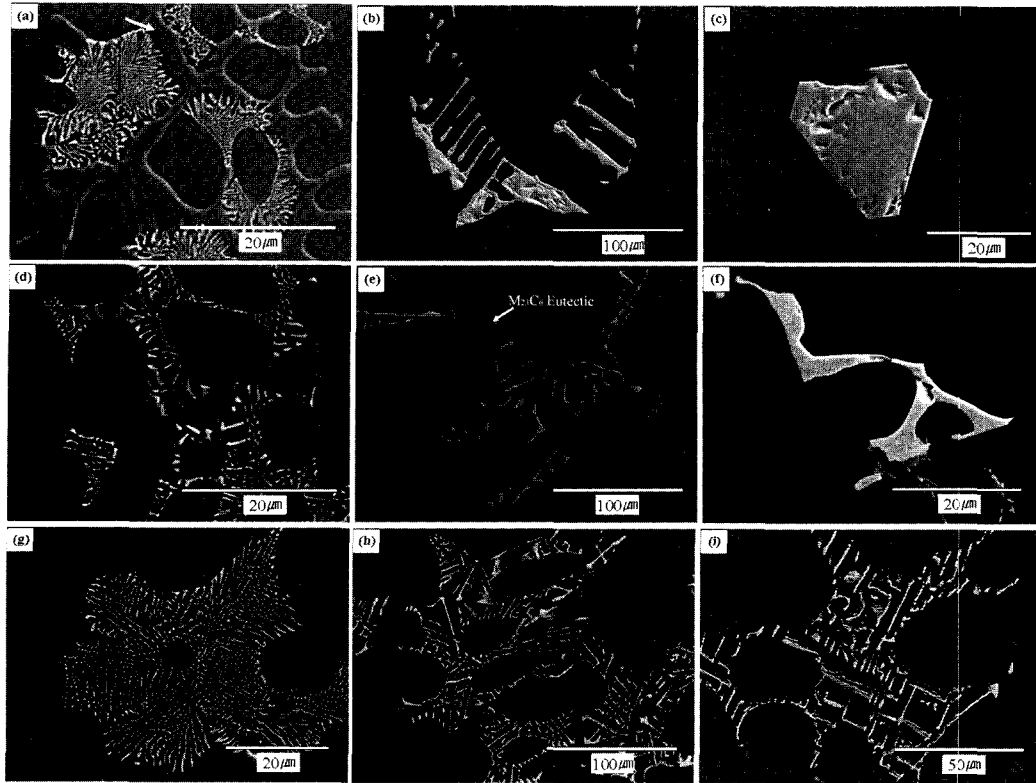


Fig. 7. Secondary dendrite arm spacings of ECY768 with various cooling rates(GV) were compared with those of superalloys

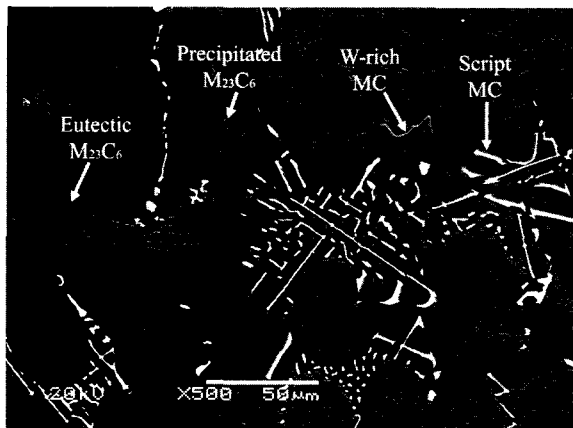
기 초내열합금과 거의 비슷한  $K_{SDAS}$ 값을 가지는 것으로 나타났다(Fig. 7).

### 3.4. 탄화물 형성 거동

응고속도 및 일방향응고된 고상/액상 계면부 및 고상부의 위치에 따른 여러 형태의 탄화물을 관찰할 수 있었다(Fig. 8). Fig. 8(a, d, g)는 고상 액상 공존 구역인 mushy zone에서  $\gamma$  수지상과 수지상 사이의 액상부가 일방향응고 도중 급냉된 미세조직이며, Fig. 8(b, e, h)는 수지상 사이에서 응고가 완료된 직후 응고조직이며, Fig. 8(c, f, i)는 응고 완료된 응고조직의 확대된 미세조직이다. 탄화물 형성에서 응고속도가 빠를수록 문자형(script) 탄화물이 미세하게 되며, 느린 응고속도에서는 조대한(blocky) 탄화물(Fig. 8(c))도 관찰되었다. 응고 완료된 응고조직에서 문자형 탄화물 외에 공정조직의 탄화물도 관찰되었다. Fig. 9에서는 일방향 응고된 시편의 응고계면으로부터 20 mm 아래의 수지상 및 수지상 사이의 미세조직에서 공정탄화물( $M_{23}C_6$ ), 문자형 및 조대한 탄화물



**Fig. 8.** Carbide morphologies with solidification rates and positions of directionally solidified samples. (a-c) at 1  $\mu\text{m/s}$ , (d-f) at 5  $\mu\text{m/s}$ , (g-i) at 25  $\mu\text{m/s}$ . (a, d, g) are quenched microstructures in the mushy zone, (b, e, h) are solidification microstructures just after solidification finishing temperature, (c, f, i) are higher magnification microstructures of (b, e, h)



**Fig. 9.** Various carbide morphologies in the interdentritic region 20 mm below the the solid/liquid interface of the directionally solidified sample at 25  $\mu\text{m/sec}$ .

(MC), 덩어리 형태의 탄화물(W-rich MC)을 보여주고 있고, 수지상 기지 내에 미세한 탄화물( $\text{M}_{23}\text{C}_6$ )이 석출되어

있음을 보여주고 있다. 공정 탄화물은  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 로 알려져 있고, 문자형 탄화물 및 덩어리 형태의 탄화물은 MC 탄화물로 알려져 있다. 기지 내 미세한 석출 탄화물은  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 로서 일방향 응고 중 응고계면으로부터 20 mm 아래의 온도로 생각되며  $\gamma$  수지상 내에서 석출된 것으로 보여 진다. 본 합금에서 관찰된 탄화물에서 주사 전자 현미경(SEM)의 EDS(energy dispersive spectrometer) 성분 분석 결과를 Table 3에 나타내었다. EDS에서는 탄소 성분의 적절한 정량분석이 불가능하므로 주요 원소만 나타내었다. 탄화물들은 조성으로 구분할 수 있는데  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 는 Cr이 주성분인 탄화물이고 MC 탄화물은 Ta 및 W이 주성분인 탄화물로 나타났다. MC 탄화물 중 문자형 또는 조대한 탄화물은 응고속도에 따라 형상이 결정되며 Ta이 주성분을 이루고, 덩어리 형태의 탄화물은 W함량이 많은 MC 탄화물 인 것으로 판단된다. 공정탄화물은 문자형 탄화물 생성 후 형성되는 것으로 보여 진다. Fig. 8(e)와 Fig. 9의 수지상사이 미세조직에서 수지상 사이에서 문자형 탄화물이 대부분 형성된 후 일부 공정탄화물

**Table 3.** Major compositions of various carbides by EDS analysis.

Carbide Morphology	Expected Carbide	Composition (wt.%)					
		Cr	Co	Ta	W	Ni	Ti
Script or Blocky	MC	1.6	2.0	87.7	4.1	-	4.5
Bulk	W-rich MC	43.8	27.5	1.03	16.2	2.9	-
Eutectic	$\text{M}_{23}\text{C}_6$	75.8	12.2	-	11.0	1.0	-

이 형성되는 것으로 보여 진다. 고상/액상 공존 구역인 mushy zone에서 급냉된 조직인 Fig. 8(a, d, g)에서 수지상 사이에서 액상으로부터 급냉된 미세조직을 관찰해 보면 수지상 주위에서 문자형 탄화물이 형성된 후 Cr이 다량 함유된 탄화물이 형성되는 것을 확인 할 수 있다. 특히 Fig. 8(a)에서 두개의 수지상 사이에서 문자형 탄화물이 형성된 후 수지상 사이 중간에 Cr함량이 높은 탄화물(화살표)이 형성됨을 명확히 보여주었다. 이 탄화물은 Cr 함량이 높은 탄화물이 미세한 망상 형태로 수지상 사이에서 문자형 탄화물 형성 후 잔류 액상으로부터 급냉된 미세 공정조직으로 판단된다.

수지상과 MC 탄화물 사이에서 Fig. 10과 같이 여러

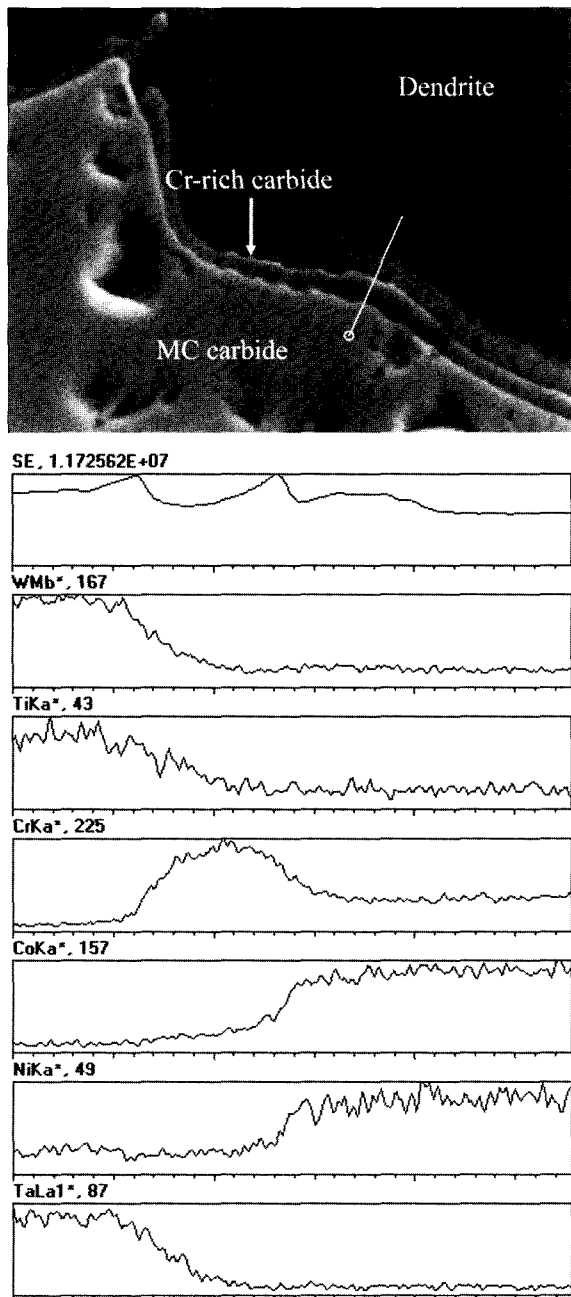


Fig. 10. Composition variation at the layer structure between dendrite and MC carbide

층상이 관찰되었다. 수지상에서는 기지조직을 이루는 원소인 Co, Ni 함량이 높았으며, MC 탄화물에서는 강력한 탄화물 형성 원소들(Ta, W, Ti)이 집중해 있었다. 수지상과 탄화물 사이에서 탄화물 주위에 Cr 함량이 높은 층을 관찰 할 수 있었다. 액상에서 수지상이 형성되고 수지상 사이의 액상에서는 W 혹은 Ta 함량이 높은 MC 탄화물이 먼저 형성되고 수지상과 탄화물 사이의 액상에서는 Cr 함량이 증가되며 Cr 함량이 높은 탄화물이 형성되어 이와 같은 층상 구조를 형성하는 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

일방향 실험도중 급냉하는 방법에 의하여 Co기 초합금 ECY768에서 응고속도에 따른 응고계면 및 응고조직을 관찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 응고계면 조직은 수지상과 수지상 사이에서 여러 형태의 MC형 탄화물이 형성되었고 최종적으로 공정탄화물로 응고가 완료됨을 보여주었다. MC형 탄화물은 수지상 사이에서 대부분 문자형 탄화물 형상을 보여주었고 응고속도가 느릴 때 조대한 탄화물도 형성되었으며, Ta이 많이 포함하는 것으로 나타났다. 수지상 가장자리, 즉 문자형 탄화물이 생성되기 전에 형성된 덩어리 형상의 탄화물은 W 함량이 높은 MC 탄화물임을 보여주었다. 공정탄화물은 Cr함량이 높은  $M_{23}C_6$  탄화물임을 확인할 수 있었고,  $M_{23}C_6$  탄화물은 수지상 기지에 응고계면으로부터 온도가 내려감에 따라 미세하게 석출됨을 보여주었다.
- 2) 응고속도가 증가할수록 수지상 길이가 증가하였으며  $150 \mu\text{m/s}$ 의 빠른 응고속도에서 거의 최대치를 보여주었다. 일방향 응고 중 응고계면에서의 온도구배를 측정하여 공정온도를 예측하였고 응고계면의 수지상 길이로부터 수지상 끝 온도를 예측할 수 있었다. 응고속도가  $150 \mu\text{m/s}$ 의 빠른 응고속도에서 수지상 끝 온도는 액상선 온도에 근접하는 것으로 나타났다. 액상선 온도는  $1424.6^\circ\text{C}$ , 공정온도는  $1343^\circ\text{C}$ , 응고구간은  $81.6^\circ\text{C}$ 로 예상된다.
- 3) 응고속도가 증가 할수록 1차 및 2차 수지상 간격은 감소하였으며 Ni 기 초내열합금의 결과와 거의 비슷한 경향을 보여주었다. 1차수지상 간격은  $G^{-1/2}V^{1/2}$ 에 비례하였고 2차수지상 간격은 GV에 반비례함을 보여주었다.

#### 감사의 글

본 연구는 2001년도 창원대학교 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. Charlie R. Brooks, Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, US (1982).
2. ASM Specialty Handbook, Heat-Resistant Materials, ASM Inter. (1977).
3. ASM Specialty Handbook, Nickel, Cobalt, and Their

- Alloys, ASM Inter. (2000).
4. C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. G. Hagel, *Superalloys II*, John Wiley & Sons (1987).
  5. J. H. Lee and J. D. Verhoeven, *J. Phase Equilibria*, **15**(2), 136 (1994).
  6. S. R. Dharwadkar, K. Hilpert, J. Schubert and V. Venugopal, *Zeitschrift für Metallkunde*, **9**, 744 (1992).
  7. 예대희, 김현철, 이재현, 유영수, 조창용, *한국재료학회지*, **12**(12), 897 (2002).
  8. 배재식, 김현철, 이재현, 유영수, 조창용, *한국재료학회지*, **11**(6), 50 (2002).
  9. J. H. Lee, S. M. Seo, D. H. Kim, S. J. Choe and H. M. Kim, *Liquid Metal Processing & Casting*, American Vacuum Society, 54 (1999).
  10. 김현철, 이재현, 서성문, 김두현, 조창용, *한국재료학회지*, **11**, 721 (2001).
  11. J. D. Verhoeven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley & Sons (1987).
  12. M. McLean, *Directionally Solidification Material for High Temperature Service*, The Metals Society (1983).