CM247LC 초내열합금에서 일방향응고에 따른 응고조직 변화

이정석¹·권석환²·윤병관²·장병문²·정연길¹·이재현^{1,*}

¹창원대학교 신소재공학부 메카트로닉스 융합부품소재 연구센터(ERC)

²한국로스트왁스(주) 기술연구소

Evolution of the Solidification Microstructures in Directionally Solidified CM247LC Rod

Jeongseok Lee¹, Seokhwan Kwon², Byungwan Yoon², Byungmoon Chang², Yongil Jung¹,
and Jehyun Lee^{1,*}

¹Changwon National University, Department of Materials Science and Engineering, Engineering Research Center (ERC) for Integrated Mechatronics Materials and Components, Changwon 51140, Republic of Korea

²R&D Center, Korea Lost-Wax Co., Gyunggi 15074, Republic of Korea

Abstract: Directional solidification of CM247LC was performed at a constant growth velocity (300 mm/h) using a Bridgman type furnace. Microstructural features, including the number of grains, PDAS, and EBSD IPF map, were investigated with progressive positions from the starter block. As directional solidification proceeded, the number of grains decreased and PDAS increased. These results indicate that the thermal gradient decreases with distance from the starter block. Thermal gradient changes were estimated by dendrite spacing change in the directionally solidified rod. The EBSD IPF map showed that almost all of the grains were close to the <001> preferred direction, but with heights of about 300 mm from the starter block, some grains at the center of the specimen exhibited quite different crystallographic directions near the gate instead of the preferred direction.

(Received October 5, 2015; Accepted May 24, 2016)

Keywords: Ni base superalloy, solidification, electron backscattering diffraction(EBSD)

1. 서 론

가스터빈의 효율 향상을 위해 터빈 입구 온도가 지속적으로 상승함에 따라 터빈 엔진용 블레이드, 베인에 일방향 및 단결정 부품의 적용이 점차 증가하고 있다 [1]. 초내열합금에 일방향 응고는 Versnyder와 Shank [2]에 의해 Bridgman 방식을 적용하여 고온에서 취약한 주 응력 방향에 수직한 입계를 제거하여 초내열합금 고온부품의 고온 크리프 및 피로 특성의 향상을 달성할 수 있다. 일방향응고는 전체 응고과정에 걸쳐 양의 온도 구배를 가지고 응고 속도를 조절할 수 있도록 하여, 온도 구배(G), 응고 속도(V)의 주요 응고 변수를 직접 제어할 수 있다. 일방향 응고 시 고/액 계면은 수지상형 계면을 형성하게 되고, 수지상형 계면에서 수지상 간격은 고상의 V와 G에 의해 제어된다 [3-6]. Kurz와 Fisher [3], Trivedi

[6-9]는 응고 시 고/액 계면의 형상을 결정하는 데에 G와 V뿐만 아니라 합금조성(C₀)도 관여하며 [10], 조성이 일정한 상용 합금에서의 고/액 계면 형상은 G와 V에 의해 결정된다고 볼 수 있다. 또한, Bridgman 법을 사용하는 설비는 초기에 하부 냉각 판을 통한 열전달에 의존하지만, 일방향 성장이 진행됨에 따라 일방향 응고된 고상을 한번 거쳐 열전달이 되어야 하고, 냉각 챔버로 나오는 몰드 표면적이 증가하여 몰드 표면을 통한 복사 열전달이 추가되게 되는 특성으로 인해 일방향 응고 초기에 형성된 G가 일정하게 유지되지 못하고 위치에 따라 변하게 된다.

본 연구에서는 상용 니켈기 일방향 초내열합금 CM247LC를 적용하여 일정한 속도로 일방향 응고된 봉상 시편의 응고 조직(수지상간격) 분석을 통해 위치별 온도의 변화를 예측하였고, 이에 따라 일방향응고 봉상 진행 위치에 따른 결정립 크기 및 형상, 이결정 형성 등 미세조직 및 결합 형상을 분석하였다.

*Corresponding Author: Jehyun Lee

[Tel: +82-55-213-3695, E-mail: ljh@changwon.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Nominal compositions of the superalloys CM247LC and MarM247.

Elements	B	C	Al	Ti	Cr	Co	Zr	Mo	Hf	Ta	W	Ni
CM 247 LC	0.015	0.04	5.6	0.7	8.1	9.2	0.015	0.5	1.4	3.2	9.5	Bal.
MarM 247	0.015	0.15	5.5	1.0	8.4	10.0	0.05	0.7	1.5	3.0	10.0	Bal.

Table 2. Grain, dendrite spacing and thermal gradient changes with positions of directionally solidified rod.

Position (mm)	0	100	150	200	300	350	430
No. of grains (EA)	486	144	-	118	57	-	46
Avg. PDAS (μm)	343	347	358	357	365	386	445
G (K/mm)	3.66	3.57	3.36	3.38	3.23	2.89	2.17

Fig. 1. Schematic diagrams of directional solidification experiment and analysis positions.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 CM247LC는 MarM247을 기반으로 합금원소를 조정하여 특성 및 일방향 응고 주조성을 향상시킨 합금으로 [11], 각각의 조성을 표 1에 나타내었다.

일방향 응고 시편은 상용 Bridgman방식의 일방향 진공용 해로를 이용하여 성장 속도 300 mm/h로 일방향 응고하였으며, 사용된 왁스 트리 형상은 그림 1에 나타난 개략도와 동일하게 하부에 스타터 블록(SB: Starter Block)을 적용하고, 높이 300 mm 부근에 주입구를 연결한 봉상 6개를 원형으로 배치한 형상으로 주조하였고, 주조 후 스타터 블록을 제거하여 직경 23 mm, 길이 약 450 mm로 제작하였다. 미세조직, 수지상 간격 등을 분석하기 위해 스타터 블록 직상, 100, 150, 200, 300, 350, 430 mm 위치에서 각각 5 mm 두께의 종단 시편을 추출한 후, 고화소 디지털 카메라(Samsung NX20, 60 mm Macro ED Lens)와 이미지 분석 프로그램(i-Solution DT)을 이용하여 결정립 수를 측정하였으며, 광학 현미경(OM, Nikon ECLIPSE MA200)을 이용하여 일차 수지상 간격(PDAS: Primary Dendrite Arm Spacing)과 EBSD IPF(Electron Back Scattered Diffraction Inverse Pole Figure)

맵을 통해 위치별 결정 방향을 관찰하였다.

실험을 위해 진행된 일방향 응고 및 분석 위치에 대한 개략도를 그림 1에 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 위치별 결정립 수 변화

분석 대상인 CM247LC 일방향 응고 봉상 시편에서 위치별 결정립 수의 변화를 관찰하기 위해 스타터 블록 직상(0 mm)과 그로부터 100, 200, 300, 430 mm 지점의 단면 거시조직을 고화소 디지털 카메라로 촬영한 이미지로부터 그림 2에 나타난 바와 같이 결정립계 도식을 추출한 후 이미지 분석 소프트웨어(i-Solution DT ver. 11.4)를 이용하여 결정 수를 측정하였다.

일방향 응고 시 초기에 냉각 판과 접촉하는 스타터 블록 하단에는 핵생성 및 성장의 구동력이 되는 ΔT 가 매우 커서 많은 수의 결정이 형성되어 급냉 다결정 구역을 형성하고 빠르게 성장하여 초기 고/액 계면을 형성하게 된다 [12]. 이 후 냉각 판의 하강 속도에 따라 고/액 계면이 이동하며 일방향 응고가 진행되어 고/액 계면 앞의 액상의 온도 구배가 양이 되는 일방향 응고 조건이 깨지지 않는 한 계속해서 주상정 형태의 일방향 성장이 유지된다. 이렇게 일방향 응고가 진행되는 동안 각각의 결정에 속하는 수지상은 이웃한 결정의 수지상과 이루는 각도가 수렴이나 발산이나에 따라 다소 다르게 경쟁 성장하게 되는데 [13-17], 경쟁성장의 일반적인 기구는 선성장 방향인 $\langle 001 \rangle$ 방향에 가까울수록, 열 흐름의 방향과 평행할수록 수지상 첨단부가 앞서나가며 이차 가지가 옆으로 성장하는데 필요한 공간이 형성되어 이차 가지가 뺏어나가게 되고, 이렇게 성장한 이차 가지가 이웃 결정의 일차 수지상을 덮는 과정의 반복을 통해 고상 분율이 증가할수록 즉, 일방향 응고가 진행되어 스타터 블록으로부터의 거리가 멀어질수록 결정립의 수는 감소하게 된다. 위치별 결정립 수 측정 결과 표 2에 정리한 바와 같이 스타터 블록에서 멀어질수록 결정립의 수는 감소하는 것으로 나타났으며, 이는 수지상 응고를 하는 일방향 응고에서 $\langle 001 \rangle$ 선성장 방향으로 성장

Fig. 2. Macro-structure images and grain boundary maps with positions at 0, 100, 200, 300, 430 mm.

하며, 성장 방향이 열 흐름의 반대 방향 또는 로의 이동 방향과 더 평행한 결정의 성장이 보다 빠르게 되는 경쟁성장 이론과 잘 일치한다.

3.2. 위치별 온도 구배 계산

합금의 조성이 일정하고 결함이 없다고 가정하면, 일방향 응고는 G 와 V 에 따라 고/액 계면의 형상이 선택되면서 미세조직이 형성되어 최종적으로 일방향 응고 주조품의 특성이 결정된다. 수정된 Bridgman 방식 [18,19]으로 제작된 일방향 응고 시편을 위치별로 추출한 종단면에서 그림 1에 나타낸 바와 같이 단면 중심, 반경 중앙, 표면쪽 3곳의 광학 현미경 미세조직 사진을 획득하고, 이미지 분석 소프트웨어에서 각 위치별 PDAS를 50개씩 측정하여 그 평균 값을 사용하였다. 측정된 PDAS로부터 G , V 와의 관계를 나타내는 아래 식 (1)을 [3-6] 이용하여 각 위치별 온도 구배를 계산하였다.

$$\lambda_{PDAS} = K_{PDAS} G^{-0.5} V^{-0.25} \quad (1)$$

여기서, λ_{PDAS} 는 일차 수지상 간격, K_{PDAS} 는 일차 수지상 간격에 대한 비례 상수, G 는 온도 구배, V 는 성장 속도이다. 온도 구배 계산에 사용된 PDAS 관련 비례상수인 K_{PDAS} 는 이전에 수행한 CM247LC의 일방향 응고 실험 결과 [18,20]로부터 그림 3에 나타낸 바와 같이 계산되었고, 이 값들을 식 (1)에 다시 적용하여 위치별 G 를 계산한 후 그림 4에 같이 나타내었다.

냉각판을 사용하여 몰드를 아래로 하강시키는 상용 Bridgman 로의 구조로 인해 응고 초기 열전달의 주 흐름이 하부의 냉각판을 통해서 형성되며, 일방향 응고가 진행 될수록 열전달은 성장된 고상을 통해 냉각판으로 전달되는 과정

Fig. 3. The calculated KPDAS from previous directional solidification experiments [16].

을 거쳐야 하고, 그 과정에서 성장 방향에 수직한 방향으로 복사 열전달이 발생하기 때문에 소재의 고상 열전달 계수, 고상 분율, 금속/몰드 계면 열전달 계수 및 몰드의 열특성(밀도, 열전도도, 표면 복사율 등)에 따라 영향을 받게 된다 [21,22]. 따라서, 식 (1)의 관계에 의해 V 가 일정할 경우 일방향 응고가 진행될수록 G 가 점차 감소할 것으로 예상할 수 있으며, 위치별로 G 에 영향을 받는 PDAS 측정 결과 고상 분율이 증가할수록(스타터 블록에서 멀어질수록) PDAS가 증가하는 것으로 나타나 예상과 잘 일치하였다. 초기 스타터 블록 직상에서 최종 응고부 직하까지 계산된 위치별 G 의 변화는 3.66~2.17 K/mm의 범위에서 감소하는 것으로 나타났다.

3.3. EBSD 분석을 통한 위치별 결정 방향 확인

일방향 응고된 부품이 우수한 기계적 특성을 가지기 위해서는 주 응력 방향과 결정의 정렬도가 중요하다. 즉, 일방향 응고 조직을 구성하는 주상정의 결정 방향과 니켈기 초내열 합금의 선 성장 방향인 $\langle 001 \rangle$ 방향과의 각도, 고상 성장 방향과 제품의 주 축과의 각도, 이웃 결정간의 각도 차가 작을수록 좋다. 따라서 일방향 응고한 봉상의 결정 방향 및 정렬 정도를 알아보기 위하여 각 위치별로 EBSD 분석을 수행하였으며 $\langle 001 \rangle$ 방향에 대한 IPF 맵을 그림 5에 나타내었다.

스타터 블록 하단에는 미세하고 많은 결정이 생성된 후 스타터 블록 중간 높이부터 대부분 주상정을 형성하게 된다 [12]. 이후 냉각 판이 하강함에 따라 주상정이 성장하기 시작하여 스타터 블록 직상에서는 경쟁 성장에 의해 주축과 이루는 각도가 작고 이웃한 결정과의 경쟁에서 살아남은 잘 정렬된 결정들 일부만이 살아남게 되고, 일방향 응고가 진행되는

Fig. 4. Primary dendrite arm spacing and thermal gradient plotted against positions.

동안 경쟁 성장이 계속되어 시편 상부로 갈수록 점차 결정의 수가 줄어들게 되며 이는 그림 2와 표 2에 나타난 결정 수 측정 결과와도 잘 일치하는 것을 알 수 있다.

그러나, EBSD 분석 결과 그림 5에 흰색 화살표로 표시한 것처럼 중심부에 결정 방향이 크게 차이가 나는 이방 결정이 존재하는 것으로 나타났다. 상용로를 사용하는 제품 생산에 있어서 생산성을 높이기 위해서는 가능한 낮은 온도 구배에서 빠른 성장 속도로 일방향 응고를 진행하는 것이 유리하다. 하지만, 일방향 응고 시 고상 분율이 증가할수록 온도 구배가 감소하는 것으로 나타났으므로 freckle 결함이 발생할 가능성이 증가하며 [23], 일정 고상분율 이상에서는 온도 구배가 점차 감소하여 0에 근접하거나 음의 온도 구배를 가지게 되는 국부 영역이 있을 수 있어 fragmentation 또는 주상정-다결정 천이(CET: Cellular to Equiaxed Transition)의 발생도 예상된다 [21].

응고 시 고/액 계면 앞에 등축정이 형성되는 기구로 제안된 여러 가지 이론들 [24-27]이 있는데, 주형 벽 등에서 불균질 핵생성된 핵들이 충격, 진동, 파단, 열충격 또는 열요동, 용탕의 대류 등에 의해 고/액 계면 앞의 액상으로 떨어져 나와 등축정이 된다는 기계적인 기구들이 주요 내용이다. 그러나 이러한 연구는 대부분 본 연구에 사용된 일방향 응고 조건과는 달리 액상에 과냉을 유지하는 조건이 아닌 소형 잉고트와 같은 형상에서 상부 단열과 하부 냉각을 통한 방향성 응고를 고려하였다는 점에서 차이가 있다. Winegard 등 [28]은 조성적 과냉 이론을 제안하였고, Hunt [29]는 고/액 계면 앞에서 등축정이 불균질 핵생성 된다는 CET 모델을 제시하였다. 특히, Hunt에 따르면 고/액 계면에서의 G 가 아래 식 (2)와 같은

Fig. 5. EBSD IPF maps with positions at 0, 150, 300, 430 mm from starter block.

조건을 만족한다면 등축정 핵이 성장한다고 제시하였다.

$$G < 0.617 N_0^{1/3} \Delta T_c \left[1 - \left(\frac{\Delta T_N}{\Delta T_C} \right)^3 \right] \quad (2)$$

여기서, N_0 는 등축정의 핵생성 사이트 수, ΔT_N 은 등축정의 핵생성에 필요한 과냉, ΔT_C 는 수지상 팁에서의 조성적 과냉이다. Hunt가 제시한 CET 모델로 계산된 CET 조건을 그림 6에 파선으로 나타냈으며 이에 따르면 그림 5에 나타난 중심부 이방 결정은 CET 천이에 의한 등축정은 아닐 것으로 예상된다. 그러나, Hunt 모델은 잉고트나 사형 주조와 같은 자유 냉각에 대한 연구로 제시된 모델로 액상부에 지속적인 가열로 냉각이 제어되는 일방향 응고와는 다소 차이가 있다. 따라서, 고/액 계면에서의 열역학적 평형을 나타내는 아래 식 (3)[11]을 이용하여 이론적인 CET를 계산하여 위치별 온도 구배 계산 결과와 비교하였다.

$$K_S G_S - K_L G_L = \rho \Delta H_m V \quad (3)$$

여기서, K_S 는 고상의 열전도도, K_L 은 액상의 열전도도, G_S 와 G_L 은 각각 고/액 계면에서 고상과 액상의 온도 구배, ρ 는 CM247LC의 밀도, ΔH_m 은 단위 무게당 응고 잠열, V 는 응고 속도이다. 이론적으로 등축정은 액상에서의 온도 구배가 0 이하일 때 즉, 액상에서의 온도 구배가 음이 될 때 생성되므로 식 (3)에서 $G_L = 0$ 으로 가정하면 식 (3)은 다음과 같이 다시 쓸 수 있다.

Fig. 6. The microstructure selection map of the CM247LC with G and V .

$$V = K_S G_S / \rho \Delta H_m \quad (4)$$

식 (4)의 G_S 에 PDAS 측정을 통해 계산된 위치별 온도 구배를 대입하여 천이 속도를 계산하여 그림 6에 실선으로 나타내었다. 위치별로 계산된 온도 구배는 스타터 블록으로 갈수록 열 평형 식으로 계산한 CET 라인에 근접하는 것으로 나타났다. 즉, 일방향 응고가 진행되어 스타터 블록에서 멀어질수록 등축정 영역으로 진입하는 것으로 예상할 수 있으며, EBSD 결과 중심부에 생성된 이방 결정을 등축정이라 가정할 경우 CET 라인은 그림 6의 이점 섹션과 같이 나타낼 수 있다.

그러나, Hunt나 열평형 식을 이용한 CET 예측 모델은 상부 액상에 과열을 부여하여 온도 구배를 일정하게 유지하는 Bridgman 방식의 일방향 응고를 기반으로 도출된 모델이 아니라 상부 과열을 부과하지 않고 단순히 몰드 하부에 냉각 판만을 적용하여 열 흐름을 아래로 조절한 방식을 통해 도출된 모델이기 때문에 온도 구배가 시간에 따라 달라지게 된다. 이러한 차이로 인해 항상 양의 온도 구배를 유지하는 일방향 응고는 CET 모델로 예측한 결과와 차이를 보이게 된다.

3.4. 이방 결정의 생성 원인

일방향 응고에 있어서 일반적인 이방 결정의 형성 원인은 앞서 언급한 바와 같이 freckle, fragmentation, misoriented grain, CET 등이 있다. 그 중, Freckle 결함은 Giamei 등 [23,30]에 의해 연구되기 시작하였으며, mushy zone에서의 대류에 의한 불안정성이 원인으로 일방향 응고 시 하부 냉각 판에서 일정 거리 이상일 때 mushy zone에서의 온도 구배와 성장 속도 즉 냉각 속도가 감소하게 되는 부분에서 형성된다

고 보고하였고, Schneider 등 [32,33]은 mushy zone에서 수지상 사이의 액상 유동이 편석에 의한 밀도 반전에 기인한다고 생각하였다. 이러한 밀도 반전은 mushy zone 액상이 고/액 계면 상부의 액상 쪽으로 강한 상승 흐름을 형성하여 채널을 형성하지만 상승된 mushy zone 액상은 상부의 과열된 액상과는 밀도와 온도가 달라 섞이지 못하고 수지상 사이에 적층되면서 조성적 과냉에 의한 등축 핵의 생성 또는 채널 내 강한 유동으로 인해 약한 수지상의 2차 가지가 떨어져 나오는 fragmentation에 의해 작고 연속된 등축정이 주변 수지상의 성장방향으로 정렬되어 생성된다고 보고하였다. 또한, freckle chain은 주어진 조성에서 온도 구배가 낮을 때 발생하기 쉬우며 최대 수지상 간격과 같은 크기를 가진다고 알려져 있다 [33,34]. 이방 결정 결함은 편석에 의해 기지조직과 조성이 다른 freckle과는 달리 조성이 기지 조직과 같으며 작은 결정의 연속이 아닌 주변 결정과 대각 입계를 형성하며 성장방향으로 늘어난 형태를 보이는데 형성 기구는 freckle 결함의 형성 원인과 같은 열농도 대류에 의한 fragmentation이 원인인 것으로 알려져 있다 [34].

냉각 속도는 온도 구배와 성장 속도로 나타낼 수 있으며 성장 속도를 냉각 판의 하강 속도와 같다고 가정하면 300 mm/h로 일정하게 유지하였기 때문에 결국 온도 구배가 낮아져야 함을 의미한다. 냉각 속도가 감소할 경우 일차 수지상 간격이 증가하여 수지상 사이의 2차 또는 3차 가지가 성장할 수 있다. 이 때 수지상 사이의 액상의 밀도가 고/액 계면 앞의 액상의 밀도보다 낮아져 수지상 사이에 성장 방향으로 강한 유동이 발생하고 이러한 유동에 의해 2차, 3차 가지가 떨어져 나오는 현상이 발생할 수 있으며 그림 5에 나타난 이방 결정은 이러한 fragmentation에 의해 분리된 수지상이 수지상 사이 액상에 잔류하며 성장한 결정일 가능성이 있다. 또, 고/액 공존부의 수지상 사이 액상에서의 밀도 반전으로 fragmentation이 발생하지 않았더라도 상승 유동에 의해 고/액 계면 앞의 액상으로 상승한 액상은 계면 앞의 액상과 온도, 밀도가 달라 섞이지 못하고 channel을 형성하여 고/액 계면 앞에 국부적인 영역에 적층되어 용질 농도가 지속적으로 증가하여 조성적 과냉에 의한 등축 핵이 생성 및 성장하여 수지상의 성장 방향이 주변 수지상과 크게 달라 고각 입계를 형성하는 misoriented grain일 수도 있다. 이러한 결함은 한 결정 내의 수지상 사이에서도 발생 가능하지만 결정 입계에서 발생할 가능성이 높을 것으로 예상된다. 즉, 한 결정의 성장 방향이 이웃한 결정과 발산 방향일 경우 입계에서의 수지상 간격은 한 결정과 이웃 결정의 성장 방향이 이루는 각도와 같다. 이는 한 결정 내

Fig. 7. 3D models for the simulation. (a) views of surface mesh and DS condition, (b) views of model and boundary conditions.

Fig. 8. Thermal gradient changes from both simulation and calculation with positions.

에서 온도 구배가 감소함에 따라 수지상 간격이 증가한 것보다 더 커질 수 있으며, 입계나 결정 내 수지상 사이에서 간격이 넓을 경우 국부적인 상승 유동에 의한 channeling을 통해 새로운 결정의 생성이 발생할 수 있기 때문이다.

그림 5에서 300 mm에 나타난 중심부의 이방 결정은 주 성장 방향과 매우 큰 각도를 이루는 것으로 나타났지만 일방향 응고가 좀 더 진행된 위치인 430 mm에서는 <001> 방향에 상대적으로 가까워진 것을 알 수 있다. 이는 300 mm 위치의 이방 결정이 일방향 응고가 진행되면서 상대적으로 성장 속도가 빠른 주변 결정에 의해 막히면서 주변 결정이 그 영역을 대체하였다고 보기에 430 mm 위치의 이방 결정 방향이 여전히 <001> 방향이나 이웃 결정과의 각도가 큰 것으로 알 수 있으며, 그보다는 300 mm 위치 중심부의 이방 결정이 그대로 성장하였거나 freckle chain의 일부일 수도 있다. 만약, 그림 5에서 300 mm 위치의 이방 결정이 성장한 것이라면 성장 속도가 상대적으로 느린 이방 결정이 살아 남기 위해서는 주 성장 방향과 결정의 선성장 방향이 이루는 각도가 크더라도 국부적인 온도 구배의 방향과 수지상의 선성장 방향이 이루는 각도가 크지 않다면 이웃 결정과의 경쟁 성장에서 잠식당

Fig. 9. The change of the iso-thermal surface near the gate.

하지 않고 지속 성장할 수 있으므로 [35] 그림 5에서 중심부에 나타난 이방 결정의 형성 원인을 정확히 특정하기 어렵지만, freckle 결함은 공정 조성에 가까운 합금에서 자주 발생하는 것으로 알려져 있으며, 내부가 아닌 표면에 주로 생성되는 것으로 알려져 있어 [23] 그림 5에 나타난 중심부의 이방 결정의 형성 원인에서 freckle 결함은 배제할 수 있다.

이방 결정의 형성 원인을 파악하고, 위치별로 계산된 G의 비교를 위해 상용로에서 진행된 일방향 응고와 같은 공정 조건을 적용하여 FEM code를 사용하는 주조해석 전문 소프트웨어인 ProCAST(Ver. 2014.0)를 이용하여 전산모사를 수행하였으며, 사용된 모델 및 경계조건은 그림 7에 나타내었다. 전산모사를 통해 도출된 위치별 G 변화는 그림 7과 같으며, 분석 위치와 전산모사를 통해 계산된 위치의 G 변화 경향과 그 값이 거의 일치하는 것으로 나타났다. 그림 7에서 스타트 블록 상부의 G가 요동치는 영역은 고/액 계면이 스타트 블록을 빠져나오며 초기 천이상태로 성장하다 정상상태로 진입하기 전 고/액 계면이 오목한 형상에서 위로 볼록한 형상으로 변화되는 과정에서 상부 액상의 대류 방향이 시시각각 반전되는 현상이 발생한 것이 원인일 것으로 예상되었다. 또한, 그림 5에 나타난 이방 결정이 위치한 영역에서는 G가 급격히 감소하는 영역이 형성되었는데, 이러한 상부의 G 감소 영역에서는 고/액 계면이 해당 높이를 지나갈 때 액상선 온도에 해당하는 등온면(iso-thermal surface)의 급격한 상승이 그 원인일 것으로 예상되었으며, 해당 영역의 전산모사를 검토한 결과 그림 9에 나타난 바와 같이 등온면의 급격한 상승이 발생하는 것으로 나타났다.

액상선 온도를 수지상 팁의 온도와 같다고 가정할 경우 고/액 공존구간의 길이는 액상선과 고상선 길이로 볼 수 있으며, 수지상의 길이는 고/액 공존구간의 길이와 같으므로 결

국, 일방향 응고 중 고/액 계면이 이방 결정이 나타난 영역에 도달했을 때 액상선 등온면이 갑자기 상승하여 수지상의 길이가 급격히 증가하게 되고, 그로 인해 약해진 수지상 가지가 떨어져 나와 수지상 사이 혹은 결정립 영역에 고립되어 성장했을 가능성이 높은 것으로 예상된다. 또한, 해당 영역의 G가 급격히 감소하기는 하였지만 음의 G로 변화하지 않았다는 점으로부터 CET는 배제할 수 있음을 의미하며, 게이트와 가까운 봉상 내부에 국부적으로 와류가 형성되었다는 점을 추가하여 상기 내용을 모두 고려한다면, 그림 5에 나타난 이방 결정의 형성 원인은 급격한 액상선 등온면의 상승에 의한 수지상 길이가 급격히 증가된 상태에서 게이트의 급탕 효과에 의한 와류에 기인한 fragmentation이 가장 유력한 원인으로 볼 수 있다.

추가적으로, 300 mm 위치 부근 즉, 게이트가 연결된 위치를 고/액 계면이 지난 후에는 다시 정상 상태의 mushy zone 길이로 회복되는 것으로 나타났지만 그 이상의 높이에서도 중심부에 이방 결정이 관찰되었고, 그 결정 방향이 선성장 방향에 보다 가까워졌으며, 상대적으로 성장한 것으로 볼 때 300 mm 부근에 fragmentation에 의해 형성된 이방 결정이 그대로 잔류 및 성장하여 열흐름과 반대 방향의 가지만 성장하여 선성장 방향에 보다 가까워진 것으로 예상된다. 이러한 결과는 게이트가 상부가 아닌 제품 영역에 연결되어 있기 때문으로 예상되므로 일방향 응고 또는 단결정 응고를 위한 주조 방안 설계 시에 게이트를 최 상단 또는 더미에 위치 시키는 것이 권장되며, 게이트 설치시에는 게이트의 각도를 세밀히 검토하는 것이 필요하다.

4. 결 론

상용 Bridgman 로에서 니켈기 초내열합금 CM247LC 봉상을 일방향 응고한 후 스타터 블록 직상에서부터 위치에 따른 응고 거동 분석을 진행하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 위치별 단면 미세조직 관찰 결과 일방향 응고된 결정의 수는 486 ~ 46 개로 냉각 판으로부터 멀어질수록 감소하였고, 일차 수지상 간격(PDAS)은 343 μm 에서 445 μm 로 냉각 판으로부터 멀어질수록 증가하는 것으로 나타났다.

2. 측정된 PDAS 값으로 위치별 온도 구배를 계산한 결과 SB 직상에서 3.66 K/mm로 나타났으며, 시편 끝부분 직하에서 2.17 K/mm로 나타나 냉각 판에서 멀어질수록 온도 구배

가 감소함을 알 수 있었다.

3. 위치별 단면 EBSD IPF 맵 분석결과 대부분의 결정이 <001> 선성장 방향에 근접하는 것으로 나타났으나 300 mm 부근 중간 게이트의 영향으로 이방 결정이 존재하는 것으로 나타났다.

4. 이방 결정의 형성 원인으로는 게이트 부근에서 액상선에 해당하는 등온면의 급격한 상승에 의해 수지상 길이가 급격히 증가하게 되고, 게이트에서의 용탕 공급에 의한 와류 형성으로 인해 급격한 성장으로 약해진 수지상의 fragmentation이 원인일 것으로 판단된다.

감사의 글

이 논문은 2015년도 정부(교육과학기술부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임 (No. 2011-0030058). 또한 지식 경제부지원 에너지기술평가원의 에너지기술개발 사업 (2013-101010-170C, 2014-101010-18C) 연구비 지원에 의하여 연구되었음.

REFERENCES

1. S. W. Nam, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 833 (2015).
2. R. C. Reed, *The Superalloys : Fundamentals and Applications*, pp.123-124, Cambridge University Press, Cambridge (2006).
3. J. D. Hunt, *Solidification and Casting of Metals*, pp.3-9, TMS, London (1979).
4. W. Kurz, D. J. Fisher, *Acta Metall. Mater.* **29**, 11 (1981).
5. J. D. Hunt, S. Z. Lu, *Metall. Mater. Trans. A* **27**, 611 (1996).
6. R. Trivedi, *Metall. Trans. A* **15**, 977 (1984).
7. V. Seetharaman, R. Trivedi, *Metall. Trans. A* **19**, 295 (1988).
8. R. Trivedi, Y. Shen, S. Liu, *Metall. Mater. Trans. A* **34**, 395 (2003).
9. J. Teng, S. Liu, R. Trivedi, *Acta Mater.* **57**, 3497 (2009).
10. J. H. Kim, J. H. Lee, D. H. Kim, Y. J. Lee, Y. S. Oh, W. S. Jung, *Korean J. Met. Mater.* **52**, 535 (2014).
11. K. Harris, G. L. Erickson, R. E. Schwer, *Superalloys 1984 : Proceedings of the Fifth International Symposium on Superalloys*, pp.221-230, TMS, Seven Springs, PA (1984).
12. H. Y. Yoon, J. H. Lee, H. M. Jung, S. M. Seo, C. Y. Ho, S. H. Gwon, B. M. Chang, *Korean J. Met. Mater.* **49**, 58 (2011).
13. M. McLean, *Directionally Solidified Materials for High Temperature Service*, pp.20-26, TMS, London (1983).
14. N. D'Souza, P. A. Jennings, X. L. Ynag, H. B. Dong, M. McLean, *Metall. Mater. Trans. B* **36**, 675 (2005).
15. D. Walton, B. Chalmers, *Trans. Metall. Soc. AIME*, **215**, 447 (1959).

16. M. Rappaz, C. A. Gandin, *Acta Metall. Mater.* **65**, 171 (1994).
17. Y. Z. Zhou, A. Volek, N. R. Green, *Acta Mater.* **56**, 2631 (2008).
18. J. S. Lee, J. H. Gu, H. M. Jung, E. H. Kim, Y. G. Jung, J. H. Lee, *Mater. Today : Proceedings* **1**, 3 (2014).
19. Z. Que, J.H. Gu, J. H. Shin, Y. G. Jung, J. H. Lee, *Met. Mater. Int.* **20**, 93 (2014).
20. J. Lee, C. Jo, S. Seo, D. Kim, S. Choe, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.* **37**, 301(1999).
21. C. A. Gandin, *Acta Mater.* **48**, 2483 (2000).
22. M. Konter, M. Thumann, *J. Mater. Process. Tech.* **117**, 386 (2001).
23. S. M. Copley, A. F. Giamei, S. M. Jonson, M. F. Hornbecker, *Met. Trans.* **1**, 2193 (1970).
24. H. Bilony and B. Chalmers, *J. Aust. Inst. Metals* **8**, 255 (1963).
25. R. T. Southin, *T. Metall. Soc. AIME* **239**, 220 (1967).
26. K. A. Jackson, J. D. Hunt, D. R. Uhlmann, T. P. Seward, *T. Metall. Soc. AIME* **236**, 149 (1966).
27. A. Ohno, A. Motegi, H. Soda, *Trans. ISIJ* **11**, 18 (1971).
28. W. C. Winegard, B. Chalmers, *Trans. ASM* **46**, 1213 (1954).
29. J. D. Hunt, *Mater. Sci. Eng.* **65**, 75 (1984).
30. A. F. Giamei, B. H. Kear, *Metall. Trans. A* **1**, 2185 (1970).
31. M. C. Schneider, J. P. Gu, C. Beckermann, W. J. Boettinger, R. R. Kattner, *Metall. Trans. A* **28**, 1517 (1997).
32. A. K. Sample, A. Hellawell, *Metall. Trans. A* **15**, 2163 (1984).
33. J. K. Tien, T. Caulfield, *Superalloy, Supercomposites and Superceramics*, Academic Press, New York (1988).
34. T. M. Pollock, W. H. Murphy, *Metall. Mater. Trans. A* **27**, 1081 (1996).
35. N. D'Souza, M. G. Ardakani, M. McLean, B. A. Shollock, *Metall. Mater. Trans. A* **31**, 2877 (2000).