

IN792+Hf 초내열합금의 응고거동에 미치는 응고속도의 영향

배재식 · 김현철 · 이재현 · 유영수* · 조창용*

창원대학교 금속재료공학과
*한국기계연구원 내열재료그룹

The Effect of Solidification Rate on Solidification Behavior in IN792+Hf Superalloy

Jae-Sik Bae, Hyun-Choul Kim, Je-Hyun Lee, Young-Soo Yoo* and Chang-Yong Jo*

Dept. of Materials Eng., Changwon National Univ., Changwon 641-773

*High Temperature Materials group, Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam, Changwon, S. Korea 641-830

(2001년 3월 19일 받음, 2001년 5월 24일 최종수정본 받음)

초 록 일방향응고법으로 IN792+Hf 초내열합금의 응고속도에 따른 응고거동의 변화에 대해 연구하였다. 조직관찰을 통해 각 상의 응고과정과 석출거동을 분석하였다. 일방향응고시 응고속도가 감소하면 문자형의 탄화물은 면상 탄화물로 변화하였고 γ 상과 탄화물의 결합은 탄화물의 수직상 성장에 의한 것임을 확인할 수 있었다. 긴 막대형상의 탄화물이 0.5 μ m/s의 응고속도에서 입계를 따라 형성되었으며 잔류액상지역에서 γ 형성원소가 풍부한 구역과 고갈된 구역이 발견되었다. 공정 γ/γ' 은 γ 형성원소가 풍부한 구역에서 핵생성하였으며 공정 γ/γ' 의 형성은 잔류액상지역의 (Ti+Hf+Ta+W)/Al 비율을 높여 η 상의 석출을 유발하였다. 느린 응고속도에서는 잔류액상지역으로부터의 충분한 역확산으로 (Ti+Hf+Ta+W)/Al 비율이 낮아져 η 상의 석출이 억제되었다.

Abstract The effect of solidification rate on the microstructure of directionally solidified IN792+Hf superalloy has been studied. Solidification sequence and precipitation behavior of the alloy have been analyzed by microstructural observation. The script carbide transformed to faceted carbide with decreasing solidification rates. The incorporation of γ phase into the faceted carbide was due to dendritic growth of carbides. Some elongated carbide bars formed along the grain boundaries at a solidification rate of 0.5 μ m/s. Two zones, γ forming elements enriched zone and depleted zone, were found in the residual liquid area. Eutectic γ/γ' nucleated in the γ forming elements enriched zone. Formation of eutectic γ/γ' increased the ratio of (Ti+Hf+Ta+W)/Al and induced η phase precipitation. The ratio of (Ti+Hf+Ta+W)/Al decreased at lower solidification rates due to sufficient back diffusion in the residual liquid area. Hence, the precipitation of the η phase efficiently suppressed at the lower solidification rate.

Key words: IN792+Hf, Directional solidification, Solidification rate, MC carbide, γ , γ' , Eutectic γ/γ' , η , Ratio of (Ti+Hf+Ta+W)/Al

1. 서 론

초내열합금은 조성적인 면에서 Ni기, Fe기, Co기로 나누어지며¹⁾, 그 용도와 조성에 따라 단조, 주조 그리고 분말 야금 등의 공정에 의해 제조된다. 특히, 니켈기 초내열합금은 FCC구조의 Austenite γ 기조직에 γ' 강화상이 석출되어 우수한 고온기계적 성질, 고온내식성, 내산화성 등으로 현재 항공기 및 발전소 터빈 블레이드 등의 고온구조용 재료로 가장 일반적으로 사용되고 있다. Ni기 초내열합금의 미세조직은 일반적으로 γ 기, γ' , 탄화물, 공정 γ/γ' 그리고 η , TCP (δ , μ Laves)상 등으로 구성되어 있다. γ' 상은 Ni₃Al(Ti)의 조성으로 γ 기에 정합석출되어 Ni기 초내열합금의 우수한 고온강도와 크립저항성의 기본이 된다.²⁾ 취성이 높아 합금의 파괴강도와 크립연성 등을 악화시키는 η 상은 합금의 조성과 응고조건이 적절히 조절되지 않았을 때 석출되는 경향이 있다.³⁾ 일방향응고된 초내열합금에서 η 상

의 석출은 일반적으로 그 조성^{4,7)}과 응고변수⁸⁾에 의해 결정된다. η 상은 hcp구조이며, 화학양론적으로 보통 Ni₃Ti로 쓰이지만 Mo, W, Al, 그리고 Cr 등의 원소들로 구성될 수 있다.⁹⁾ 몇몇 초내열합금에 강도와 내식성의 향상을 위해 Ti, Nb, Ta를 증가시키고 Hf를 첨가하면서 주조미세조직에서 η 상이 더 많이 생성되었다.¹⁰⁾

FCC 구조의 MC형 탄화물은 고온에서 Ni기 초내열합금의 입계를 강화하지만, 파괴의 시점이 되거나 진행경로가 되기도 한다. MC형 탄화물에서, M은 Ta, Nb, Zr, Ti 그리고 Mo이며, 이러한 탄화물의 역할은 그 형상과 분포에 의존한다.¹¹⁾ 유익한 역할을 하는 탄화물의 분포와 형상을 찾기 위해 탄화물 핵생성¹²⁾, 성장기구¹³⁾, 다양한 응고조건 하에서의 형상변화 등이 연구되었으며^{14,15)}, 공정 γ/γ' , η 상, δ 상 등의 상변태 양상도 합금의 특성을 향상시키기 위해 광범위하게 연구되었다.^{16,17)} 그러나, 초내열합금의 상세한 전체 응고공정을 확실히 규명하지는 못하고 있다. 따라

Table 1. Chemical composition of IN792 + Hf (wt%)

Elements	C	Cr	Co	Mo	Ti	Al	B	Zr	Hf	W	Ta	Ni
Composition(wt%)	0.072	12.1	8.7	1.8	3.98	3.47	0.016	0.03	0.89	4.3	4.2	Bal

Table 2. EPMA quantitative analysis results of the specified area in the micrograph of Fig. 5

Elements	Ni	Co	Cr	Ti	Al	Ta+Hf+W	Mo
Alloy composition	60.44	8.70	12.10	3.98	3.47	4.20, 0.89, 4.30	1.80
Faceted carbide	2.60	0.19	0.22	17.26	0	78.62	1.11
Dark zone	53.02	7.60	11.46	6.17	2.43	17.44	1.87
White zone	35.68	7.88	21.38	4.40	1.22	22.70	6.75
Eutectic γ' phase	63.26	5.93	3.67	6.87	4.42	15.38	0.30
Precipitate free area	21.00	7.92	42.27	2.13	0.97	16.46	9.27
η phase	49.58	5.93	6.18	5.22	1.98	31.09	0

서 이러한 상들이 형성되는 기구를 밝히기 위해서는 전체 용고공정에 대한 상세한 이해가 필요하다.

본 연구에서는 주조용 초내열합금 IN792+Hf의 일방향 용고중 순간 급랭 실험을 통하여 용고계면과 용고과정을 보존하여 관찰함으로써 용고 공정 변수에 따른 MC탄화물, 공정 γ/γ' , η 상 등의 형성거동 및 상관관계를 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 연구에는 Cannon-Muskegon 사에서 구입한 IN792 + Hf 모합금을 사용하였다. 표 1에 모합금의 화학조성을 나타내었다. 모합금 잉고트를 직경 5mm, 길이 100mm로 가공하여 일방향용고용 시편을 제작하였으며, 일방향용고중 순간 급냉이 가능하도록 설계된 Bridgeman형의 로에서 일방향 용고시켰다.¹⁰⁾ 고정된 알루미늄 튜브에 시편을 장입한 후 일방향용고로를 진공에서 1200℃까지 가열시킨 후, 산화방지를 위해 Ar분위기에서 실험온도인 1600℃까지 다시 가열시켜 온도를 유지한 상태에서 알루미늄 튜브를 따라 일정하게 조절된 속도로 로를 상승시킨다. 로의 하부에는 약 $6 \times 10^3 \text{K/m}$ 의 온도구배를 유지하기 위해 원통형 수냉 Cu 냉각대가 설치되어 있어 로가 상승하는 동안 시편의 하부부터 용고되기 시작한다. 시편이 50mm까지 일방향 용고되면 로 아래에 위치한 수냉실린더에 시편이 장입된 알루미늄 튜브를 낙하시킨다. 일방향용고된 시편은 급랭되어 고/액 계면을 유지하게 되며, 용고속도를 0.5, 5 그리고 50 $\mu\text{m/s}$ 로 다르게 하여 용고조건에 따른 미세구조 변화를 관찰하고자 하였다.

연속적인 용고과정과 탄화물 석출공정을 조사하기 위해 일방향용고 도중 급랭된 시편의 종단면을 연마하였다. Kalling's Reagent (2g $\text{CuCl}_2 + 40\text{mlHCl} + 40\text{mlC}_2\text{H}_5\text{OH}$) 로 연마면을 에칭하고 광학현미경과 주사전자현미경 (JEOL JSM5800) 을 사용해 용고조건에 따라 관찰하였다. 조직관찰시 각 상은 EPMA (Electron Probe Microanalysis) 를 이용해 조성을 분석하여 구분하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 일방향 용고조직

일방향용고된 후 수냉된 시편의 미세조직 (수지상 고/액 계면의 경우) 은 미세한 등축정 구조를 나타내는 상부의 액상, 일방향 용고된 하부의 고상, 그리고 고/액 공존구간의 세 부분으로 나눌 수 있다. 그림 1과 같이 고/액 계면의 형상은 용고속도가 느려짐에 따라 수지상 (dendrite) 에서 세포상 (cellular) 으로 변화하며, 1차, 2차 수지상 가지 사이의 거리 (Dendrite Arm Spacing : DAS) 가 넓어진다. 용고속도가 5~50 $\mu\text{m/s}$ 의 범위일 때 고/액 계면의 길이 즉, 고/액 공존구간의 길이는 약 9mm였으며 용고속도가 0.5 $\mu\text{m/s}$ 가 되면 구간의 길이는 4mm로 감소하였다.

3.2 탄화물 형성

탄화물의 형상과 분포는 용고속도와 석출위치에 따라 변화하지만 상부 액상지역의 미세조직에는 용고속도가 전혀 영향을 미치지 못했다. 용고속도가 서로 다른 세 가지 시편 모두에서 그림 2(a)와 같이 수지상간 지역에 석출된 수지상 탄화물이 관찰되었다. 그러나 하부 고상지역의 탄화물 형상에는 용고속도가 큰 영향을 미친다. 50 $\mu\text{m/s}$ 의 조건에서는 문자형 (script) 탄화물이 석출되었으며, 5, 0.5 $\mu\text{m/s}$ 의 용고속도에서는 면상 (facet) 탄화물이 석출되었다. 고/액 공존구역에서 5, 50 $\mu\text{m/s}$ 의 용고속도의 경우 수지상 침단으로부터 약 4mm 아래의 위치에서 탄화물의 형상이 급격히 변화하였다. 이 위치보다 위쪽에서 석출된 탄화물은 그림 2(a)와 같은 수지상 탄화물이었으며 이들은 모두 수지상간 (interdendritic) 지역에 제한되어 형성되었다. 반면에 이 위치 아래에서 미세한 수지상 탄화물은 갑자기 사라지고, 그림 2(b)와 같이 일방향용고된 고상부에서 나타났던 문자상 또는 면상의 탄화물이 발견되었다. 0.5 $\mu\text{m/s}$ 의 용고속도에서는 탄화물 형상의 급격한 변화가 수지상 침단으로부터 약 1.5mm 아래의 위치에서 나타났다. 비록 그림 2(a)와 같이 상부의 순수 액상지역에 미세한 수지상 탄화물이 많이 석출되지만 이들은 수지상간 영역에 국한되어 나타난다. 수지상간 지역에만 국한되어 석출되었다는 것은 이러한 탄화물들이 γ 기지의 결정화 후에 형성되었다는 것을 나

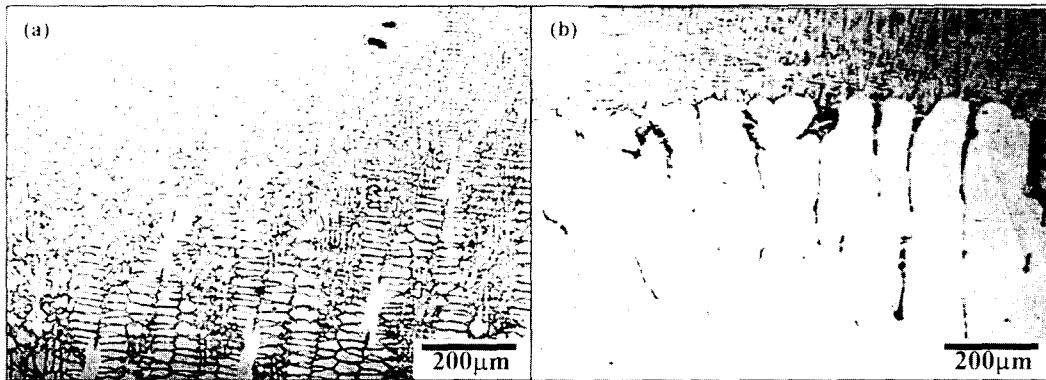


Fig. 1. Effect of solidification rate on the morphology of solid-liquid interface at the dendrite tips of the alloy (a) alloy solidified at $50\mu\text{m/s}$. (b) alloy solidified at $0.5\mu\text{m/s}$.

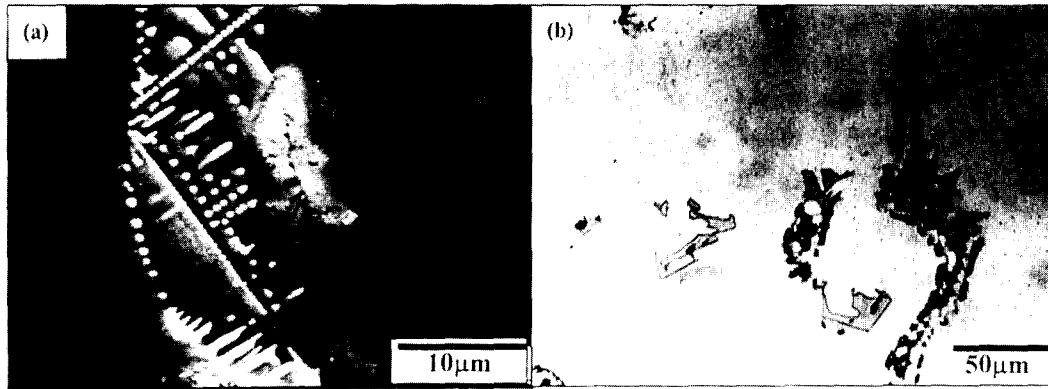


Fig. 2. Carbide morphologies at various area. (a) MC-type carbide precipitated in the pure liquid part over the dendrite tip (b) MC-type carbide precipitated in the lower part of the mushy zone.

타낸다. 즉 수지상 침단 위의 액상지역에 석출된 탄화물은 일방향 응고에 의한 것이 아니라 급랭에 의한 것이라는 것을 의미한다. 특정 위치에서 탄화물의 형상이 갑자기 변화한다는 것은 고/액 공존구간의 상부와 하부의 석출기구가 다르다는 것을 의미한다. 따라서 고/액 공존구간의 탄화물 형상 변이 위치는 대략 일방향 응고에서 탄화물의 핵 생성 위치로 간주할 수 있다. 이러한 결론은 탄화물 형상이 변화하는 위치와 같은 위치에서 탄화물 석출 빈도가 급격히 감소하는 사실로 뒷받침된다.

탄화물의 형성은 편석, 응고특성, 온도구배, 수지상의 형상 등 여러 공정변수에 의해 결정되므로 탄화물의 성장과정을 연구하는 것은 쉽지 않다. 본 연구에서는 일방향응고시 응고계면에서 각 상들간의 석출 연관관계로부터 얻은 정보로 탄화물의 형성기구를 추정할 수 있다. 그림 3과 같이 $5\mu\text{m/s}$ 의 응고속도로 일방향응고된 합금에서 탄화물의 위쪽으로 γ 이 없는 구간이 발견되었다. γ 이 석출되지 않은 구간은 고온에서 일시적으로 발생되지만 응고가 계속 진행되어 온도가 하락되면 γ 상들이 이 구간에 석출된다. 표 2에서 면상의 MC 탄화물은 γ 형성원소인 Ti, Hf, Ta 그리고 W 등을 풍부하게 함유하고 있음을 알 수 있다. 이러한 탄화물의 성장은 액상의 이러한 원소를 크게 소비하게 되고 그 결과 탄화물 위쪽의 수지상간 영역에서 γ 의 석출은 지

연된다. 탄화물 위쪽으로 γ 이 석출되지 않은 구간의 길이는 사실상 Ti와 Ta 같은 원소가 탄화물의 성장을 위해 확산된 거리로 사료되며, 그림 3과 같이 탄화물 아래에서는 γ 상이 기지에 매우 조밀하게 석출되었다. 탄화물의 핵생성 이후에 탄화물의 핵은 잔류액상에 부유하게되며 응고가 진행되면 γ 고상이 탄화물에 접근하게 되고 결국 γ 에 의해 밀려나게된다. 이때 탄화물과 γ 사이에는 아주 얇은 액상층이 존재하는데 이 때문에 탄화물이 γ 에 포획되지 못한다.¹⁹⁾ 따라서 탄화물은 위쪽으로부터 성장하게 된다. 이러한 탄화물의 성장은 근접한 탄화물 형성원소를 소비하게 되고 탄화물이 성장하는 방향의 액상으로부터 탄화물 형성원소가 확산되어오게 된다. 확산의 결과로 위쪽 액상의 탄화물 형성원소농도는 탄화물에서 멀어질수록 높아진다. 따라서 탄화물 근처의 액상부에 탄화물 형성원소가 고갈되어 탄화물의 성장속도는 느려진다. 이런 경우에도 시편은 계속 일방향응고되기 때문에 어느 정도의 과냉이 발생하게 된다.

MC 탄화물의 주 성장 방향은 $\langle 100 \rangle$ 이며 $\{111\}$ 면이 평형성장 조건하에서 노출되는 면이다. 평형 탄화물 형상은 $\{111\}$ 면을 가진 8면체 형상을 가지는 것으로 알려져 있다.²⁰⁾ 8면체 형상에서는 $\langle 100 \rangle$ 방향으로 꼭지점이 형성되어 이 부분이 탄화물형성원소의 확산에 의해 먼저 성장할 것이므로 예상되며 이 결과 그림 2(a)와 같이 탄화물 표면



Fig. 3. The γ - free passage over the MC carbide in the alloy solidified at $5\mu\text{m/s}$.

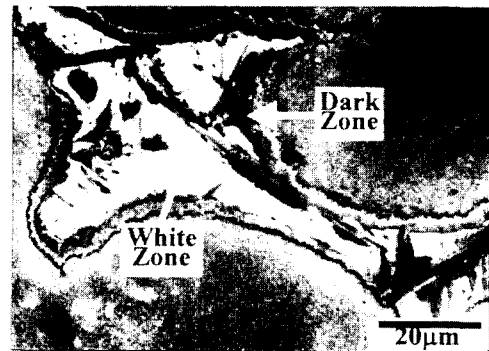


Fig. 5. Microstructure of the quenched residual liquid pool.

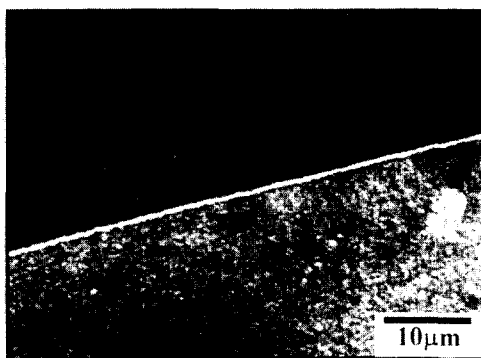


Fig. 4. The elongated carbide bar precipitated along a grain boundary in the alloy solidified at $0.5\mu\text{m/s}$.

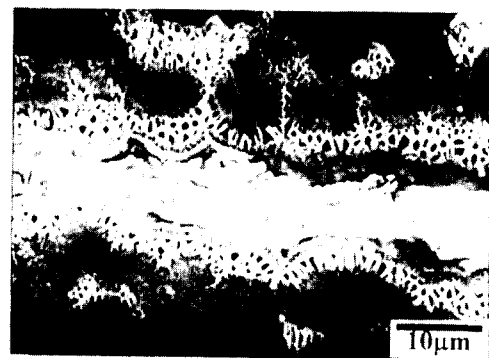


Fig. 6. Precipitation of eutectic γ/γ' at the rim of the quenched residual liquid pool.

에 수지상 가지가 형성될 것으로 판단된다. 2개의 가지가 $\langle 100 \rangle$ 방향으로 서로 만난다면 이들은 결국 성장하여 결합하게 되어 그림 2(a) 및 그림 3과 같이 γ 상이 탄화물 내 갇힌 형상을 하게 된다. 이와 같은 탄화물 형성거동에 대한 연구는 Mar-M247 초내열 합금에서 연구되어 있다.²¹⁾ $0.5\mu\text{m/s}$ 로 응고된 합금에서 하부 고상부의 대부분의 탄화물은 면상의 탄화물이나 그림 4와 같이 입계를 따라 긴 막대모양으로 석출된 탄화물도 있다. 그림 4에는 짧은 면만이 보이지만 실제로는 일방향응고의 시작부터 고/액 공존구간의 하부영역까지 뻗어 있는 탄화물이 관찰되기도 한다. 이들의 길이는 약 $1\sim 2\text{cm}$ 에 이른다. $0.5\mu\text{m/s}$ 의 응고속도에서는 그림 1(b)와 같이 고/액 공존구간의 수지상간 영역은 액상부와 직접 연결되어있으며 고/액 공존구간의 길이는 4mm 로 짧아진다. 또한 연결된 통로에 존재하는 잔류액상과 상부의 순수액상지역 사이의 확산은 충분하다. 따라서 탄화물이 좁은 수지상간 통로에 석출되면 충분한 확산에 의해 통로 또는 입계를 따라 연속적으로 성장하게 된다.

이상의 결과에 따르면, IN792+Hf 초내열합금의 일방향 응고에서 탄화물의 형상과 위치는 응고속도 변화에 의한 탄화물 형성원소의 확산과 과냉도 그리고 합금의 응고시 고/액 계면의 형상에 의해 결정되는 것으로 판단된다.

3.3 공정 γ/γ' 및 η 상 형성

공정 γ/γ' 의 석출이 잔류액상의 용질 분포에 의존한다는

것은 의심의 여지가 없으나 잔류액상에 대한 연구결과는 거의 알려지지 않고 있다. 그림 5와 같이 급랭된 잔류액상지역은 조직사진상에서 색상별로 밝은 부분과 어두운 부분의 두 지역으로 나눌 수 있다. 어두운 부분은 환형(rim)의 급랭된 액상 pool과 그 내부의 좁은 부분이 있다. 밝은 부분과 어두운 부분 그리고 공정 γ/γ' 의 γ' 조성을 EPMA를 이용해 분석하였으며 그 결과는 표 2에 나타나 있다. Hf, Ta 그리고 W의 L_0 peak이 겹쳐 나타나 이들을 따로 분리하는 것은 불가능하므로 Hf, Ta 그리고 W의 조성합을 구분하지 않고 표에 나타내었다. 밝은 지역의 가장 큰 특징은 Cr의 풍부한 분포이다. Hf, Ta, W은 밝은 지역에 더 편석되어있으며, Ni, Al, 그리고 Ti는 어두운 부분에 더 많이 존재한다. γ 상의 이상적인 화학양론식은 Ni_3Al 이나 초내열합금에서 γ' 의 화학양론식은 $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ 로 쓴다. 표 2에서 보는바와 같이 어두운 부분에서 Ni, Al 그리고 Ti가 더 풍부한 것을 알 수 있다. 따라서 공정 γ/γ' 의 구성체인 γ' 이 어두운 부분에서 생성될 것이다. 그림 6과 같이 공정 γ/γ' 상은 급랭된 환형 액상을 따라 밀집되어 석출되어 있다.

그림 7은 공정상이 성장하는 방향으로 무석출 지역, 즉 PFZ(Precipitate Free Zone)가 형성되는 것을 보여준다. 공정 γ/γ' 의 형성은 잔류액상의 Al과 Ti를 다량 소비하게 된다. 결국 공정상의 성장에 필요한 Al, Ti가 잔류액상에서 점점 소비되어 공정 γ/γ' 의 성장이 느려지게 된다. 수냉되는 동안 γ' 형성원소가 부족한 소량의 액상은 γ 기지로 응

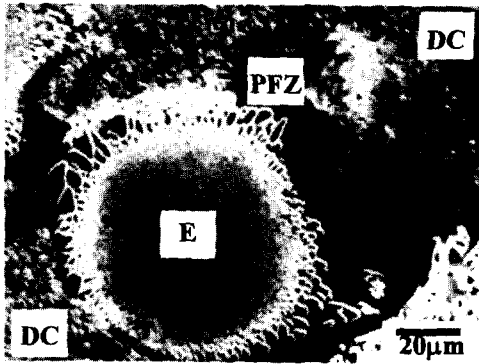


Fig. 7. Morphology of precipitate free zone formed in alloy solidified at 5μm/s where DC means dendrite core region, E means eutectic($\gamma+\gamma'$) region, and PF means precipitate free zone.

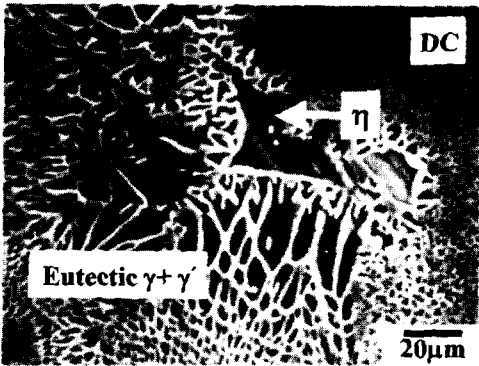


Fig. 8. Precipitation of the η phase between the boundary of the eutectic γ/γ' and γ dendrite core area.

고된다. 마지막 남은 잔류액상에 의해 형성된 이 작은 영역에는 급랭에 의해 γ' , 공정 γ/γ' , 그리고 γ 상으로 응고된다. 이것이 그림 7에 나타난 PFZ의 형성원인으로 판단된다. PFZ는 비교적 높은 온도지역에서 형성되나 온도가 더 떨어지면 이 지역에 조대한 γ 이나 η 상이 점차 석출된다. 몇몇의 경우에는 조대한 γ 이 PFZ를 완벽히 채우지만 또 다른 경우에는 γ 이 전체를 채우지 못하고 η 상이 석출된다. 그림 8과 같이 η 상은 수지상중심의 경계선이나 조대한 공정 γ/γ' 의 주변에 석출된다. 이러한 배열은 η 상이 공정 γ/γ' 의 형성 후에 석출되며 공정상의 성장이 η 상의 석출원인이라는 것을 의미한다. η 상이 형성되는 빈도는 응고속도가 느려지면 크게 감소한다.

초내열합금에서는 다양한 원소가 γ' (Ni_3Al)에 치환될 수 있다. Co와 Ta는 Ni자리에, Ti와 Ta, Nb 등은 Al자리에 치환된다. 이러한 원소치환은 γ' 의 석출을 증가시키지만 γ' 의 안정성을 파괴시킨다. Al에 비해 Ti, Ta 등의 원소비율이 너무 높으면 η 상이 γ' 상 대신 석출된다. 또한 Hf 역시 η 상의 석출량을 증가시키는 원소이다.¹⁰⁾ 따라서 η 상의 석출경향을 결정하는 것은 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 의 비율이라 말할 수 있다. 표2에서 어두운 부분의 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 비율은 약 9.7정도이다. PFZ에서의 비율은 약 19로 PFZ에서 η 상의 석출경향이 높은 것을 알 수 있

다. 그러나 응고속도가 느려지면 PFZ에서도 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 비율이 감소되고 η 상 형성이 억제되어 γ' 상이 석출된다. 응고속도가 느려질수록 η 상의 석출이 억제된다는 것은 비단 본 연구 뿐 아니라 선행된 연구에서도 밝혀진 내용이다. Bouse¹⁰⁾는 최근 η 상과 몇몇 평면상들이 주조품의 얇은 부분이나 표면에 많이 석출된다는 것을 밝혔다. 본 연구의 결과에 따르면 η 상과 평면상은 빠른 응고속도에서 관찰되었다.

이상의 논의는 η 상의 석출이 합금의 평균조성 뿐 아니라 응고하는 동안 원소들의 국부적 편석에 의해서도 영향을 받는다는 것을 보여준다. η 상의 석출을 조절하는 요소는 국부적인 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 비율이다. 일반적인 관점에서 생각하면 원소의 편석은 빠른 응고로 줄일 수 있으며, 따라서 η 상과 같은 해로운 상들의 석출을 줄일 수 있다. 그러나 본 연구에 의하면 느린 응고속도는 원소들의 충분한 확산을 가능하게 하며 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 비율을 낮춰 결국에는 η 상의 석출빈도를 감소시킨다. 일반적인 관점과 본 연구에 의한 η 상 석출에 미치는 응고속도의 영향은 일치하지 않음을 확인할 수 있었다. 느린 응고속도는 편석량을 증가시켜 큰 주조품의 중심에서 유해상을 석출시킨다. 그러나 본 연구에서는 빠른 응고속도에서 공정상의 성장방향에 η 상이 석출되었다. 빠른 응고속도는 수지상 중심의 결정화에 의한 편석을 감소시키며, 느린 응고속도는 응고의 마지막 단계에서 확산에 의해 수지상간 영역의 편석을 감소시킬 수 있다.

4. 결 론

IN792+Hf 초내열합금을 다양한 응고속도조건에서 일방향응고시킨 후 각각의 응고속도에 따른 미세조직의 변화를 관찰하여 MC형 탄화물의 석출특성 및 η 상의 형성과정과 원인을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 5, 50μm/s의 응고속도에서 응고가 진행됨에 따라 γ 수지상, MC형 탄화물, 공정 γ/γ' 그리고 η 상의 석출이 순서대로 형성되었으며, 0.5μm/s의 응고속도에서는 액상으로부터 γ 세포상, MC형 탄화물의 순서로 응고가 진행되었다.
- 2) 탄화물의 형상은 고/액 공존구간의 한 지점에서 급격히 변화하였으며, 이 지점은 응고시 탄화물의 핵생성 위치로 사료된다. 탄화물의 형상과 위치는 응고속도 변화에 의한 탄화물 형성원소의 확산과 과냉도 그리고 합금의 응고시 고/액 계면의 형상에 의해 결정되는 것으로 판단된다.
- 3) γ' 형성원소가 풍부한 지역과 고갈된 지역이 잔류액상 구역에서 발견되었다. 공정 γ/γ' 은 γ' 형성원소가 풍부한 지역에서 핵생성되는 경향이 있으며 공정 γ/γ' 의 성장은 잔류액상의 γ' 형성원소의 고갈을 유발하고 공정상이 성장되는 방향으로 η 상이 형성되었다.
- 4) 합금의 응고시 η 상의 형성빈도는 아주 느린 응고속도에서 감소하였으며 응고속도에 따른 η 상의 형성빈도를 조절하는 요소는 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 비율이었다. 느린 응고속도에서는 충분한 확산에 의해 $(Ti+Hf+Ta+W)/Al$ 비율이 감소되어 η 상의 형성이 억제된다.

참고문헌

1. Matthew J. Donachie, Jr. Superalloys Source Book, ASM, 3(1984).
2. Heat Resistant Materials, Edited by J. R. Davis, ASM Specialty Handbook, 221, 226 (1997).
3. C.T.Sims, N.S. Stoloff, and W.C. Hagel, Superalloys II, 97, 118 (1987).
4. T.M. Pollock and W.H. Murphy, Metall. Mater. Trans. A 27, 1081 (1996).
5. J. Lecomte-Beckers, Metall. Mater. Trans. A 19, 2333 (1988).
6. R. Sellamuthu, H.D. Brody, and A.F. Giamei, Metall. Mater. Trans. B 17, 347 (1986).
7. H.Q. Zhu, Z.Q. Hu, Y.X. Zhu, S.R. Guo, H.R. Guan, C.X. Shi, M. Morinaga, and Y. Murata, Metall. Mater. Trans. B 26, 831 (1995).
8. V.A. Wills and D.G. McCartney, Mater. Sci. Eng. 145A, 223 (1991).
9. Z.Q. Hu, W.R. Sun, and S.R. Guo, Acta Metall. Sin. 9, 443 (1996).
10. G. K. Bouse, Superalloys 1996, edited by R. D. Kissinger, D. J. Deye, D. L. Anton, A. D. Cetel, M. V. Nathal, T. M. Pollock and D. A. Woodford (Minerals, Metals, and Materials Society, Warrendale, PA, 163 (1996).
11. M. Gell and G.R. Leverant. Trans. Metall. Soc. AIME 242, 1869 (1968).
12. A. Mitchell, A.J Schmalz. C. Schvezov, and S.L. Cockcroft, In Superalloys 718. 625. 706 and Various Derivatives, edited by E.A. Loria (The Minerals. Metals & Materials Society, Warrendale. PA, 65 (1996).
13. L. Lin. F. Hengzhi, and S. Zhengxing, Scr. Metall. Mater. 50, 587 (1994).
14. R. Fernandez, J.C. Lecomte, and Z. Kattamis, Metall. Mater. Trans. A 9, 1381 (1978).
15. S.C. Fegan, T.Z.Kattamis. and J.E. Morral, J. Mater. Sci. 10, 1266 (1975).
16. C. Chuangqi, L. Qijuan, W. Changxin, T. Shifan, and J.F. Radavich, Superalloys 1996, edited by R.D. Kissinger, D.J. Deye, D.l. Anton, A.D. Cetel. M.V. Nathal, T.M. Pollock and D.A. Woodford (The Minerals, Metals, and Materials Society, Warrendale. PA, 507 (1996).
17. P.S. Kotval, J.D. Venables, and R.W. Calder, Metall. Mater. Trans. A 3, 453 (1972).
18. J.D. Verhoeven, J.M. Lee, F.C. Leabs, and L.L. Jones, J. Phase Equil. 12(1), 15 (1991).
19. D. R. Uhlmann and B. Chalmers, J. Appl. Phys. 35, 2986 (1964).
20. L. Liu and H. Z. Fu, Acta metall. Sinica, 25A, 282 (1989).
21. J. Chen, J.H. Lee, C.Y. Jo, S.J. Chie, Y. T. Lee, Materials Sci. Eng. A 247, 113 (1998).