

Ni기 초내열합금 GTD 111의 크리프 파단에 미치는 미세조직의 영향

신현종 · 김인수* · 이재현 · 허성강 · 조창용*

창원대학교 금속재료공학과
*한국기계연구원 내열재료그룹

Study on the Relationship Between Microstructure and Creep-Rupture Behavior of GTD 111

H. J. Shin, I. S. Kim*, J. H. Lee, S. K. Hur and C. Y. 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

(2000년 11월 1일 받음, 2000년 11월 17일 최종수정본 받음)

초 록 Ni기 초내열합금 GTD 111의 미세조직의 변화와 크리프 파단특성에 대해 연구하였다. 조직관찰을 통해 본 합금의 응고거동과 주조 후 응고과정에서 석출거동을 분석하였다. MC탄화물의 생성위치가 γ/γ' 상 보다 수지상 중심에서 가까운 것으로 MC탄화물이 γ/γ' 공정상보다 먼저 응고된 것을 확인할 수 있었다. η 상은 Ti가 많은 γ' 상에서 변태되어 형성되었으며, γ/γ' 공정상에서 η 상으로의 변태에 따라 η 상 근처에 PFZ가 형성되고 PFZ 내부에 TaC가 석출됨을 확인하였다. 871°C 이상의 온도에서 크리프 파단은 결정입계를 따라 진행되는 것이 명확하였으며, 표면에서 형성된 균열과 내부에서 생성된 균열이 전파, 조합되어 최종파단을 초래하였다. 결정입계 균열의 생성은 최종응고시 형성된 미세공동과 밀접한 관계가 있는 것으로 분석되었으며, η 상과 PFZ는 균열 생성에 큰 영향을 주지 않았다.

Abstract Microstructural evolution and creep failure behavior of GTD 111 have been studied. Solidification and precipitation behaviors of the alloy during casting have been analyzed by microstructural observations. It has been found that MC carbides solidify just before the γ/γ' eutectic solidification. The η phase was found to be formed by transformation of Ti-rich γ' phase. PFZ has formed in the vicinity of the transformed η phase. A few MC particles, which have been identified as TaC, precipitated within the PFZ. Creep failure along grainboundary was dominant at and above 871°C. Creep failure above 871°C was caused by the propagation of surface cracks and internal cracks. Creep crack has initiated at the microporosities embedded on the grainboundary. The η phase and PFZ have been found to be little or no effect on creep crack initiation.

Key words: GTD 111, Carbide, γ/γ' , η , PFZ, Microporosity, Creep.

1. 서 론

초내열합금은 Ni기, Co기 및 Fe-Ni기의 3종류로 크게 구분되며 1000°F (810K) 이상의 온도에서 작동되는 부품의 소재로 사용된다.¹⁾ 특히 Ni기 초내열합금은 고온에서 우수한 강도, 내산화성 등으로 인해 가스터빈의 고온용 부품으로 가장 많이 사용된다. Ni기 초내열합금은 완전한 면심입방격자 (FCC)의 Austenite 조직으로 체심입방격자 (BCC) 재료에 비해 고온에서 인장강도, 크리프파단과 크리프 저항성이 우수하다.²⁾ Ni기 초내열합금은 용점의 80% 정도까지 사용이 가능하고 낮은 온도에서는 100,000시간까지 수명을 갖는 경우도 있다. Ni기 초내열합금은 용도와 조성에 따라 주조 또는 단조공정을 거친다.¹⁾

주조용 초내열합금들은 형상이 복잡한 곡면을 가지며 고온에서 높은 응력을 받는 가스터빈의 터빈 블레이드, 베인

등에 주로 사용되며, 이들은 Ni, Cr, Co를 주합금 원소로 하여 Al, Ti, Ta등을 첨가하여 γ 기지와 정합의 FCC 구조의 $Ni_3(Al, Ti, Ta)$ 의 원자식을 갖는 γ' 상을 석출시켜 강화시킨다. 일반적으로 주조용 초내열합금들은 γ' 상을 40~65vol% 정도 함유하며, γ' 상의 용체화처리 온도가 높고 용체화 처리 구간 (Window : γ' solvus와 solidus사이 구간)이 좁아 단조에 의한 부품의 성형이 불가능하여 진공정밀주조에 의해 부품을 제조한다.²⁾

주조용 초내열합금 GTD 111은 발전용 가스터빈 블레이드용 소재로 항공기 엔진용 소재인 Rene 80을 개량하여 GE사에서 개발한 합금이다. 발전용 가스터빈 블레이드 소재로 가장 널리 사용되고 있는 IN-738LC 합금에 비해 GTD 111합금은 크리프 파단 특성이 20°C 정도 우수하다. GTD 111합금은 최근까지 GE사에 의해 특허로 보호되었으므로 기계적 성질, 미세조직 등에 대한 연구 보고가 극히

Table 1. Chemical composition of GTD 111 (wt.%)

	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	C	Zr	B	Ni
Min	13.70	9.00	2.80	4.70	3.50	1.40	2.50	0.08	0.005	0.005	bal
Max	14.30	10.00	3.20	5.10	4.10	1.70	3.10	0.12	0.040	0.020	bal

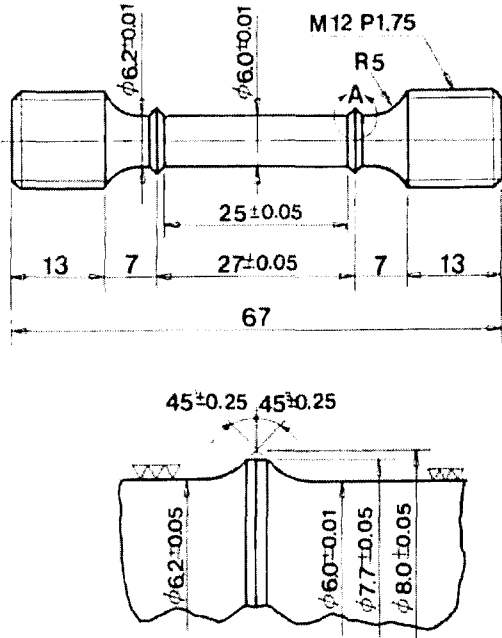


Fig. 1. Creep specimen.

제한되어 있었다.^{3,4)}

따라서 본 연구에서는 발전용 가스터빈 블레이드 소재로 사용되고 있는 본 합금의 보다 체계적인 분석을 위해 주조 조직, 열처리에 따른 미세조직의 변화와 고온 크리프 파단 특성과 조직과의 관계를 연구 고찰하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편준비

본 연구에서 사용된 것은 Ni기 초내열합금인 GTD 111 로써 Cannon-Muskegon사에서 제조한 모합금(master ingot)을 진공유도로에서 재용해하여 지름 12mm, 길이 150mm의 봉상 형태로 1 회당 12개씩 정밀주조하였으며 모합금의 조성은 표 1과 같다. 크리프 시험을 위한 시편의 형상은 그림 1과 같다.

2.2 열처리

주조한 봉상시편을 그림 1의 크리프 시험편으로 가공하기 전에 최종가공 여유를 두고 GTD 111합금의 열처리 공정으로 알려져 있는 표 2의 조건으로 열처리하였다. 고온에서 산화에 의한 영향을 방지하기 위해 관상로에서 Ar가스 분위기 하에서 열처리하였다.

2.3 크리프 시험

크리프 시험은 ATS사의 10,000 LBS Creep 시험기를 사용하였으며, 시험온도는 다른 연구자료와 비교할 수 있는 760 °C (1400 °F), 871 °C (1600 °F) 및 982 °C (1800 °F)로 설정하였고, 응력은 660MPa, 340MPa 및 163.6MPa을

Table 2. Heat treatment Conditions of GTD 111

	Conditions
Homogenization treatment	1120 °C, 2hr/air cool
Aging	840 °C, 16hr/air cool

각 온도에서 설정하였다. 크리프 시험중 시편의 온도 측정은 시편에 부착시킨 Pt/Pt-13Rh 열전대를 이용하였다.

2.4 미세조직 관찰

주조상태, 열처리 후 및 크리프 파단 후 미세조직을 광학 현미경과 주사전자 현미경(JEOL, JSM-5800)에서 관찰하였다. 조직관찰을 위한 시편편은 연마 후 Kalling's Reagent (2gCuCl₂+40mlHCl+40mlC₂H₅OH)에서 부식시켜 γ상이 부식되게 하여 관찰하였다. 주조상태, 열처리 후 및 크리프 시험 후 나타나는 탄화물의 변화, η상의 변태 등을 SEM에서 관찰과 동시에 이들 상들의 성분을 SEM에 부착된 미소성분분석장치(Oxford-Link ISIS, EDS : Energy Dispersive X-Ray Spectrometer)를 이용하여 분석하고 그 구성원소의 함량으로 각 상들을 구분하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직 관찰

그림 2는 GTD 111합금의 주조상태 조직이다. 주조상태에서 GTD 111 합금은 잘 발달된 수지상 응고 조직을 보이며 수지상 가지 사이에 γ/γ' 공정조직이 명확히 관찰된다. 또한 수지상 가지 내부와 γ/γ' 공정상 주위에 미세한 탄화물 입자들이 존재하며, 일부 공정상 부근에 미세한 기공들이 존재한다. 각 조직의 주조(응고)과정에서 형성된 기구는 다음과 같이 추정할 수 있다.

주조후 용융금속이 냉각되어 소재의 고상선에 도달하면 기지인 γ조직이 우선적으로 핵생성되어 응고가 시작되고 이에 따라 기지형성원소를 소모하면서 용질원소(주로 석출상인 γ' 형성원소)를 배출하게 된다. 핵생성된 γ상이 계속 성장하면서 열평형조건을 만족시키기 위해 수지상 응고가 계속 진행되어 2차, 3차 수지상 가지들이 형성되고 이에 따라 잔류액체에서는 용질원소의 농도가 증가되게 된다.⁵⁾ 응고의 진행에 따라 고체내에서도 확산이 진행되지만 액체에 비해 확산 속도가 월등히 낮아 수지상 내부와 가지 가장자리 사이에는 심각한 편석이 존재하게 된다. 이는 그림 2에서 수지상 내부와 가장자리 사이에 명암의 차이를 보이는, 즉 조직관찰을 위한 부식에서 부식정도의 차이(석출상 양의 차이)로 확인할 수 있다.

수지상 응고가 일어나면 각 응고핵에서 성장되어 수지상 가지들이 서로 만나게 된다. 즉, 어느정도 응고의 진행에 따라 일부 수지상 가지들이 서로 만날 때까지는 용탕이 미

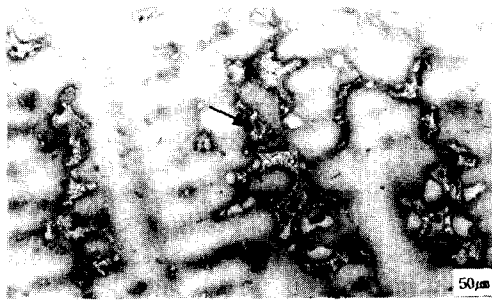


Fig. 2. Optical micrograph of as-cast GTD 111.

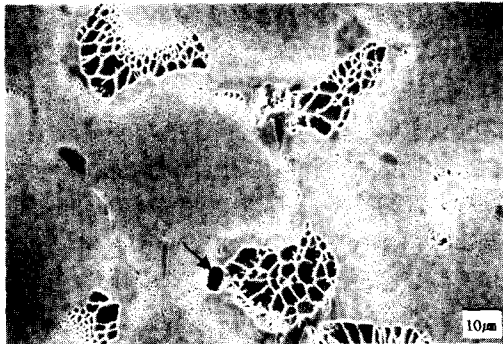
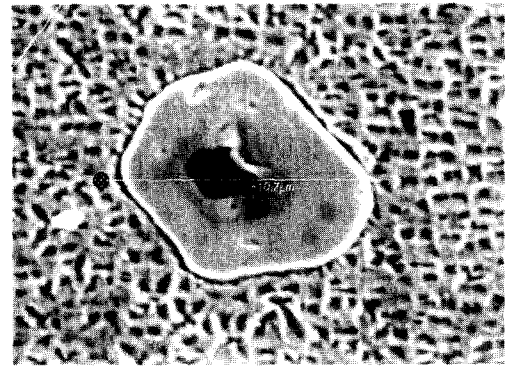


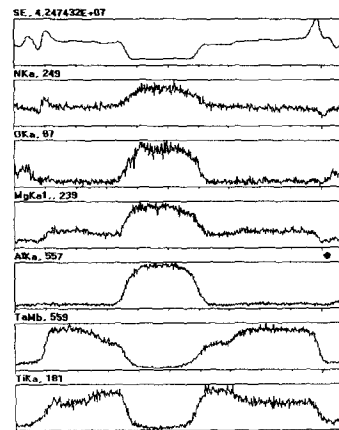
Fig. 3. SEM micrograph of as-cast GTD 111, showing γ/γ' eutectic and microporosity embedded on the γ/γ' eutectic (arrow shows microporosity).

세한 통로를 따라 공급되지만 계속된 응고의 진행으로 용탕의 모세관 현상에 의한 공급이 불가능하게 되고 고립된 액체 영역이 수지상 가지들 사이에 존재하게 된다. 이 고립된 액체 영역은 계속된 응고에 따라 기지형성 원소는 계속 소모되어 용질원소의 농도가 높게 되고, 이에 따라 최종으로 응고되는 영역에는 γ/γ' 공정상이 나타나게 된다. 이들 최종적으로 응고된 γ/γ' 공정상은 그림 3의 SEM 조직에서 명확히 관찰할 수 있으며 최종응고가 일어난 부분에는 그림 2, 3에서 관찰할 수 있는 바와 같이 미세한 공동이 나타난다 (그림 2, 3에서 \rightarrow 로 표시한 부분).⁶⁾ 이들 미세한 공동의 형성은 수지상 응고에 따라 고립된 액체 영역에서 최종 응고에 따른 수축을 보완할 수 있는 추가 액체의 공급이 일어날 수 없으므로 형성된 것이다.

한편 그림 2, 3에서 미세한 탄화물들이 수지상 가지내부와 γ/γ' 공정상 주위에 형성되어 있는 것을 관찰할 수 있다. 이들은 주조공정조건과 각 탄화물의 조성에 영향을 받으며 수지상 가지 내부에 존재하는 것과 공정상 부근에 형성된 것은 그 형성시기의 차이를 의미한다. 특히 최종응고가 일어난 것으로 사료되는 γ/γ' 공정상 내부에는 탄화물이 거의 존재하지 않고 공정상이 형성되기 전에 응고된 것으로 판단되는 영역들에 대부분 존재한다. 이들의 형성시기는 탄화물의 구성성분에 따라 차이가 있다. 초내열 합금에서 주로 형성되는 탄화물은 그 구성성분에 따라 결정되며 그 형태가 응고시에 형성되는 것은 MC이다. 따라서 GTD 111 합금에서 WC, TiC, TaC 등을 고려할 수 있으며, TiC와 TaC가 대부분이며, 이들은 복합적으로 혼합되어 나타나는 것이



(a)



(b)

Fig. 4. MC carbide(a) and compositional profile across the carbide(b).

일반적이다.

MC탄화물들 중 상대적으로 빨리 형성된 것으로 사료되는 수지상 가지 내부에 존재하는 탄화물의 단면을 따라 성분을 분석함으로써 간접적으로 각 탄화물의 형성순서를 확인할 수 있다. 그림 4는 수지상 내부에 존재하는 각형 탄화물과 그 탄화물의 단면을 따라 EDS에서 성분분포를 분석한 것이다. 탄화물의 내부에 각기 다른 명암을 보이며 중심에 입자가 빠져나간 것을 확인할 수 있다. 이를 성분분석한 결과 Al, Mg, O, N등이 많이 분포함을 알 수 있다. 이는 Al_2O_3 , MgO 등과 TiN등이 탄화물이 형성되기 전에 존재하고 있었음을 의미한다. 이들 산화물이나 질화물은 상대적으로 높은 용점을 가지므로 주형재 또는 도가니의 주요성분인 Al_2O_3 또는 MgO 입자들이 분리되었거나 또는 일부원소의 산화 또는 질화에 의해 형성되어 용탕중에 존재하다가 응고의 진행에 따라 액체가 탄화물 형성 온도에 도달했을 때 탄화물의 핵생성이 유리한 이와같은 개재물에서 우선적으로 탄화물이 핵생성된, 즉 불균일 핵생성이 일어난 것으로 사료된다. 또한 탄화물 단면을 따라 분석한 각 원소의 분포가 탄화물에서 나타나는 명암과 정확히 일치한다. 즉 내부의 Al, Mg, O가 많은 영역뿐 아니라 내부에 약간의 명암이 다른 영역에서 Ti가 많고 외부로 갈수록 Ta가 많아진다. 이는 산화물 또는 질화물에서 쉽게 핵생성이 일어나고 이어 상대적으로 높은 온도에서 TiC가 형성되고 최종적으로 TaC가 형성되었음을 의미한다. 이와 같은 탄화물의 형

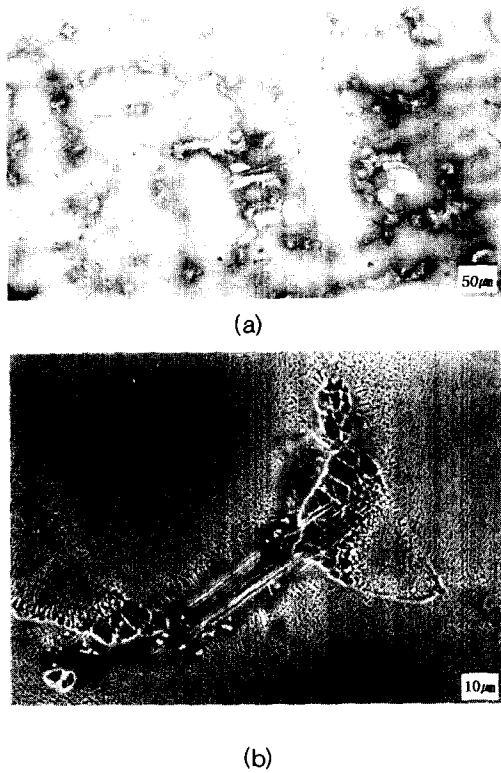


Fig. 5. Micrographs of Heat Treated GTD 111 (a) OM micrographs (b) SEM micrograph showing η transformation along the rare precipitation region.

성순서는 합금전체를 통하여 동일하게 나타남을 알 수 있다. 특히 수지상 내부에 존재하는 탄화물은 TiC가 주요성분이고 수지상간 영역에 나타나는 탄화물들은 TaC가 많음을 확인할 수 있었다.

한편, 이들 주조상태에서 나타나는 조직들은 열처리에 의해 크게 변하지 않음을 그림 5에서 확인할 수 있다. 즉, 본 합금에서 추천하는 열처리 조건이 석출상이나 응고조직이 완전히 기지에 고용될 수 있을 정도로 충분히 높은 온도가 아니므로 주조상태에서 존재하는 편석들이 거의 제거되지 못함을 그림 5(a)의 광학현미경 조직에서 수지상간 영역과 수지상 가지 내부의 명암 차이로서 확인할 수 있다. 다만 그림 3에서 두 개의 γ/γ' 공정상이 서로 연결된 부분이나 공정상 주위에는 상대적으로 γ' 석출상이 적은 또는 γ' 석출상의 크기가 작은 영역이 나타남을 확인할 수 있는데 이는 열처리 후에 명확한 무석출대를 형성하고 부분적으로 이 영역에서 η 상이 추가로 형성되고 있음을 관찰할 수 있다. 이는 η 상의 형성과 관계가 있는 것으로 사료되며 그림 3의 주조조직에서도 γ/γ' 공정상의 가장자리(공정상 중에서도 가장 늦게 응고된 부분)에 η 상이 나타나고 있다. 또한 열처리 후 γ/γ' 공정상 내부와 상기에서 언급한 석출상이 적은 영역으로 변태 성장되고 있음을 확인할 수 있다. 이는 η 상이 응고시에 형성되는 조직이라기 보다 응고후 냉각과정에서 Ti이 많은 γ/γ' 공정조직이나 γ' 으로 형성되었던 조직에서 η 상 형성온도에 도달함에 따라 변태되어 나타나는 것임을 의미한다. 즉, 주조상태와 열처리 후 조직을 비교한

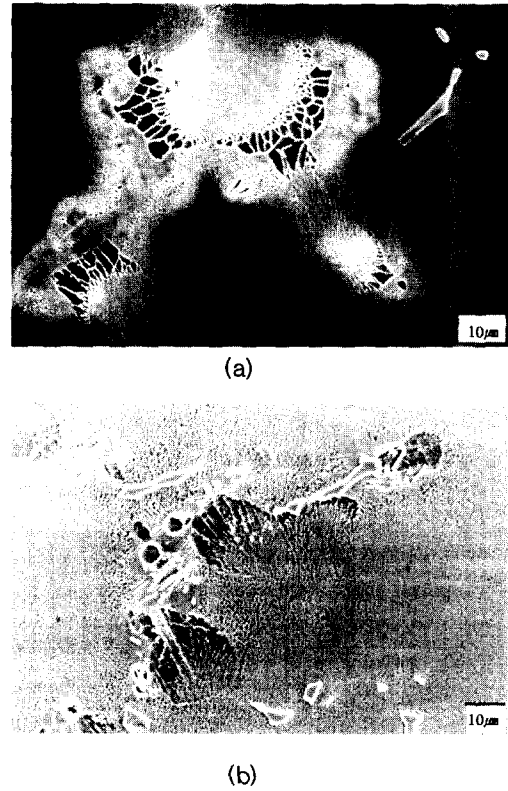


Fig. 6. Comparison of interdendritic region between the as-cast (a) and the heat treated (b) conditions, showing the difference on the amount of η phase between the two conditions.

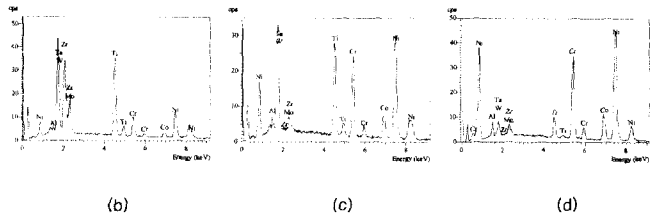
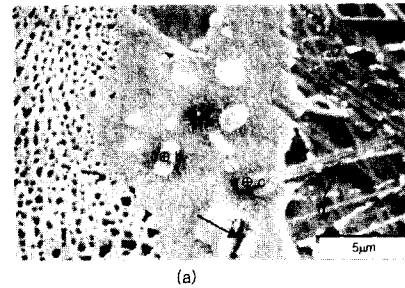


Fig. 7. SEM micrograph of heat treated GTD 111, showing PFZ due to η transformation and precipitation in the PFZ. (a) SEM image of interdendritic region. (b), (c) and (d) EDS analysis of the pointed particles in (a).

그림 6에서 그 차이를 명확히 관찰할 수 있다. 특히 주조상태에서 나타나는 γ/γ' 공정상 주위에 석출상이 적은 영역은 열처리 후 석출상이 거의 나타나지 않는 무석출대(PFZ : Precipitation Free Zone)와 유사한 조직을 보인다. 이는 Ni_3Ti 의 원자식을 갖는 η 상으로 변태성장함에 따라 이 영역에 존재하던 $Ni_3(Al, Ti)$ 의 γ' 상에서 Ni_3Ti 의 조성이 소모되므로 γ' 의 양이 상대적으로 줄어들게 됨에 의한 것으로

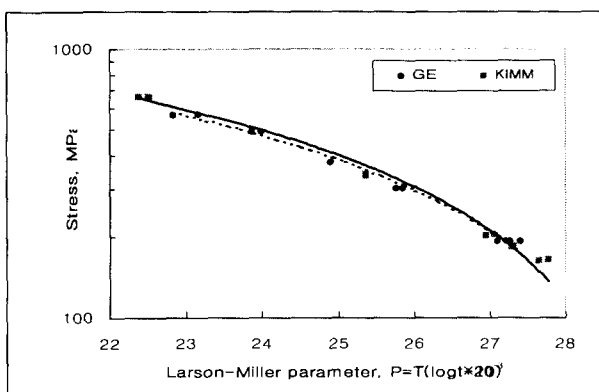


Fig. 8. Creep-rupture lives of GTD 111.

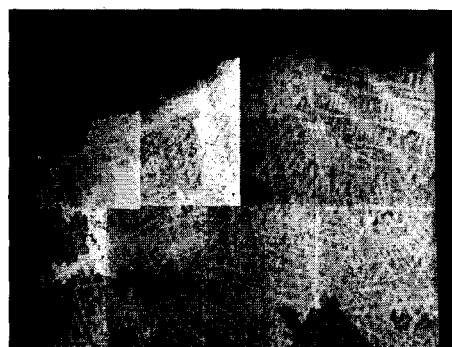
사료된다.

이와 같은 PFZ 주위를 자세히 관찰한 그림 7에서 PFZ 내부에 γ 상이나 η 상과 전혀 다른 입자들이 존재함을 확인할 수 있다. γ/γ' 공정상 내에서 η 상의 형성으로 Ti이 소모되어 PFZ가 나타나고 이에 따라 PFZ의 γ 조성의 변화로 각 원소의 고용도가 바뀌게 되어 일부만이 함유된 원소들이 기존에 존재하던 개재물을 중심으로 핵생성되어 석출된 것으로 사료된다. 이는 EDS 분석에서 PFZ 내에 Al, Ti, Ta 양이 다른 부분에 비해 상대적으로 적고 (d), 입자들에서 Ta, Ti 등이 높게 나타남으로 확인할 수 있다 (b, c). 이들 입자에 Zr 또는 Ti가 높게 나타나는 것은 응고시에 개재물로 존재하던 ZrO_2 , TiN 등이 핵생성 장소로 작용한 것으로 사료되며, 이들 개재물들은 상대적으로 비중이 작으므로 응고가 진행될 때 최종응고가 일어나는 부분으로 밀리게 되어 최종응고가 일어난 영역에 존재하게 된다. 따라서 이들이 나타난 부분이 최종응고가 진행된 부분으로 판단되며, 이는 PFZ에서 석출물이 나타난 영역부근에 미세공동이 같이 존재하고 있는 것으로 확인할 수 있다 (그림 7(a)에서 \rightarrow 부분). PFZ에 나타나는 Ta이 많은 개재물들은 TaC 형태의 탄화물임을 EDS 분석결과 확인할 수 있었다.

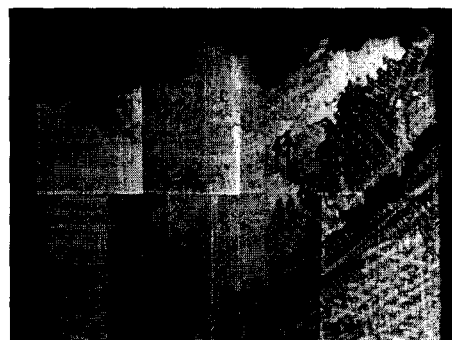
3.2 미세조직과 크리프 파단 성질관계

그림 8은 GTD 111 합금의 크리프 파단 수명을 GE사의 결과와 비교한 것이다. 본 연구 결과와 GE사의 결과는 거의 유사하며 크리프 파단 수명을 예측하기에 적합한 곡선을 얻을 수 있었다.

이미 언급한 미세조직들이 크리프 파단 거동에 미치는 영향을 고찰하였으며, 크리프 파단된 시험편을 응력과 평행하게 절단한 종단면 조직을 통해 관찰하였다. 그림 9는 각 온도에서 크리프 파단된 종단면 조직이다. 상대적으로 시험온도가 낮고 응력이 높은 760°C 660MPa 조건에서 파단된 경우 최종파단이 일어난 것으로 추측되는 부분을 제외하고 대부분 수직상까지의 형상과 유사한 요철을 갖는다. 이는 결정입계의 형상과 유사한 것으로 대부분의 파단이 결정입계를 따라 진행된 것으로 사료된다. 또한 응고과정에서 형성된 미세공동들이 크리프 응력에 의해 일부성장 또는 서로 연결되어 나타났지만 이들이 파단에 직접 영향을 미치지



(a) 760°C 660MPa



(b) 871°C 340MPa



(c) 982°C 183.6MPa

Fig. 9. Microstructure of creep ruptured specimens showing creep cracks initiate at microporosities and grainboundary (Arrow shows microporosity).

않은 것으로 판단된다.

크리프 파단에서 입계 파단의 양상은 시험온도가 871°C 이상으로 되면 명확해진다 (그림 9(b), (c)). 871°C 이상에서 크리프 파단된 경우 응력과 수직으로 존재하는 결정입계 부분에서 균열의 생성을 관찰할 수 있다. 이와 같은 현상은 온도가 높을수록 그 경향이 명확하다. 결정입계를 통한 균열의 생성과 전파는 내부에서 생성된 균열뿐 아니라 고온 크리프의 경우 표면에 노출된 결정입계에서 생성되어 내부로 전파되고 있는 것을 확인할 수 있다. 따라서 871°C 이상의 고온에서 크리프 시험에서 내부의 응력과 수직인 결정입계에서 생성된 균열과 표면에 노출된 결정입계에서 생성된 균열이 성장 전파되어 최종적으로 파단이 일어난 것으로 판단된다.

이들 표면균열과 내부균열의 생성원인은 각각 다음과 같

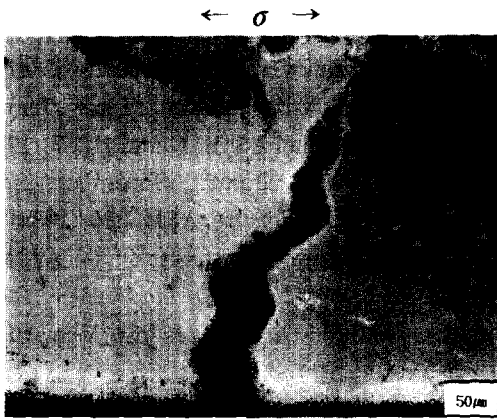


Fig. 10. Microstructure of the failed creep specimen(at 982°C 163.6MPa), showing surface crack.

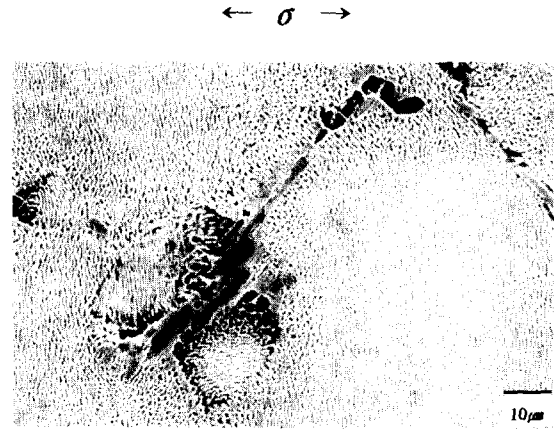


Fig. 12. SEM micrograph of the failed creep specimen(982°C 183.6MPa), showing rafting of γ and independence of η phase and PFZ on creep crack initiation.

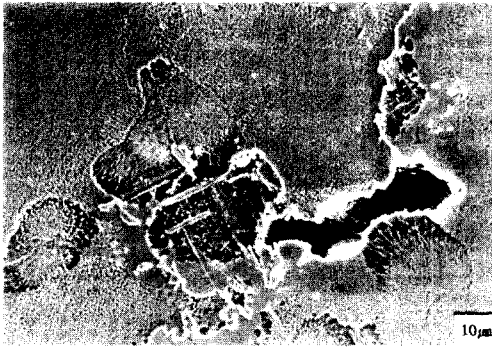


Fig. 11. Microporosity embedded on the grainboundary.

은 기구에 의한 것으로 판단된다. 표면균열의 경우 Chang 등의 연구결과와 같이 입계에 고온(크리프 시험중 고온노출)에서 형성된 γ' 상이 대기중의 산소나 질소와 반응하여 표면에너지가 감소하며 쉽게 균열이 생성되고 전파되기 때문이다. γ' 상의 파단강도를 Chang은 다음의 식으로 균열의 길이와 표면에너지의 식으로 관계를 나타내었다.⁷⁾

$$\sigma_f = (E\gamma_s/C)^{1/2}$$

여기에서 C : 균열길이

E : 탄성계수

γ_s : γ' 상의 유효 표면에너지

이와 같은 표면균열의 산화와 수반된 내부로의 전파는 그림 10에서 확인할 수 있다. 특히 초내열합금은 900°C부근에서부터 표면산화가 쉽게 발생하므로 871°C와 982°C에서 표면에 노출된 입계에서 그림 10과 같은 산화와 관련된 균열생성과 전파가 용이하다.

한편 표면균열뿐아니라 내부균열의 생성과 전파는 고온에서 취약한 결정입계와 주조시 형성된 미세공동이 관련이 있는 것으로 사료된다. 이미 그림 9(b), (c)에서 응력과 수직인 결정입계에서 균열이 생성되고 있는 것을 관찰할 수 있었으며, 이는 고온에서 결정입계의 강도가 기지의 강도보다 낮아지는 현상 (ECT : Equicohesive Temperature) 뿐

아니라 이와같이 취약한 결정입계에 미세공동이 동시에 존재하는 것을 가정할 수 있다.^{8,9)} 이는 그림 9(b), (c)에서 →로 표시한 부분은 균열의 생성원인이 되는 미세 기공을 나타낸다. 결정입계에 존재할 수 있는 미세공동의 대표적인 것이 그림 11과 같이 γ/γ' 공정상이 결정입계에 존재하면서 입계상에 상대적으로 큰 공동을 갖는 경우이다.

그러나 크리프 파단된 후(그림 12) 형상이 판상으로 나타나는 η 상에서 균열이 발생되지 않았으며 열처리후 η 상 주위에 나타나는 PFZ(그림 5, 11)에도 크리프 균열이 생성되지 않음을 확인할 수 있다. 따라서 η 상의 형상에 수반된 조직의 변화와 크리프 균열의 생성은 큰 관련이 없는 것으로 사료된다.

한편 열처리후에 나타나는 η 상 주위의 PFZ에는 982°C에서 크리프 후 미세한 γ' 상의 석출이 진행되어 있으며 γ 기지와 γ/γ' 공정상에 존재하던 γ' 들은 응력과 수직인 방향으로 배열되어 있다. 일반적으로 γ' 상은 기지와 음의 격자 불일치(negative misfit)를 가지므로 고온에서 인장응력에 대해 수직인 방향으로 배열하는 raftening 현상을 갖는다.^{10,11)}

이상의 결과를 종합하면 주조상태에서 존재하는 조직들의 대부분은 크리프 균열의 생성에 큰 역할을 하지 못하며 다만 미세공동이 응력과 수직으로 만나는 결정입계에 존재할 경우 내부 크리프 균열의 생성장소로 역할을 하는 것으로 확인할 수 있었다. 또한 고온에서 산화에 의해 표면에 노출된 결정입계에서 균열이 쉽게 생성되어 내부로 전파되었으며 표면 균열과 내부에서 성장된 균열이 조합되어 재료의 크리프파단을 유발시키는 것으로 확인할 수 있었다.

4. 결 론

1) GTD 111합금에서의 MC탄화물은 Al_2O_3 , MgO 및 TiN 등의 개재물이 불균질 핵생성 위치로 작용하여 응고중에 형성되었으며, 상대적으로 높은 온도에서 TiC가 형성되고 최종적으로 TaC가 형성되었다.

2) η 상은 응고후 냉각과정 또는 열처리에 의해 Ti이 많

은 γ/γ' 공정조직이나 γ' 상으로 형성되었던 조직에서 변태되어 나타났다.

3) PFZ내부에 존재하는 석출물들은 TaC 형태의 탄화물이었으며 이들 석출물 영역부근의 미세공동으로 볼 때 이들이 나타난 부분이 최종응고가 진행된 부분으로 판단된다.

4) 760°C, 871°C, 982°C의 크리프 시험 모두 결정입계 파괴 양상을 나타냈으며, 특히 871°C 이상에서는 표면균열과 내부에서 성장된 균열이 조합되어 파단이 발생했다.

5) 주조 및 열처리상태에서 존재하는 조직들의 대부분은 크리프 균열의 생성에 큰 역할을 하지 못하였으나, 결정입계의 미세공동은 내부 크리프 균열의 생성장소로 역할을 하였다.

참 고 문 헌

1. Matthew J. Konachie, Jr, Superalloys Source book, Edit by M. J. Donachie, ASM, **3** (1984).
2. C.H. White, The Development of Gas Turbine Materials, Edit by G.W. Meetham, Chap. **4**, 89.
3. E.W. Ross and C.T. Sims, Superalloy II, C.T. Sims et. al. eds., A wiley-Interscience, Pub., **7** (1987).
4. C.T. Sims, Superalloy 1984, AIME, **399** (1984).
5. D.A. Porter and K.E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Chap. **4**, 267 (1980).
6. E. Bachelet and G. Lesoult, Superalloys Source book, Edit by M.J. Donachie, ASM, **330** (1984).
7. W.H. Chang, Superalloys Processing, Sec. V, MCIC-72-10, (1972).
8. W. Rosenhain and D. Ewen, J. Inst. Met., **10**, 119 (1913).
9. E. Jeffies, Trans. AIME, **60**, 474 (1919).
10. C.Y. Jo, D.H. Kim, S.M. Seo, I.S. Kim, S.J. Choe and David Knowles : Met. & Mater., Vol. **6**, No. 2, 117-123 (2000).
11. P. Caron and T. Khan : Mater. Sci. Eng., **61**, 173 (1983).