

고온변형과 열간노출에 따른 주조용 합금 738LC의 탄화물 분해거동 고찰

朱東元 · 趙昌龍 · 金豆炫 · 徐晟文 · 李詠燦* · 金斗洙* · 崔承柱

한국기계연구원 재료공정연구부 내열재료그룹

*한국전력공사 전력연구원 발전연구실

Effects of High Temperature Deformation and Thermal Exposure on Carbide Reaction of Cast Alloy 738LC

Dong-Won Joo, Chang-Yong Jo, Doo-Hyun Kim, Seong-Moon Seo,

Young-Chan Lee*, Doo-Soo Kim* and Seung Joo Choe

Materials Processing Department, Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam-dong, Changwon 641-010

*Power Generation Laboratory, Korea Electrical Power Research Institute, 103-16, Munji-dong, Yuseong-gu, Taejeon 305-380

(1999년 11월 3일 받음, 1999년 12월 14일 최종수정본 받음)

초 록 니켈기 주조용 합금 738LC를 816°C와 982°C에서 크리프 파단 시험과 열간 노출시험을 통해 온도와 응력 변화에 따른 파단양상, 탄화물과 σ 상의 석출 거동에 대해 조사하였다. 816°C/440MPa에서는 크리프 파단양상이 전단변형에 의한 입내파괴를 나타내었으나, 982°C/152MPa에서는 표면과 접하는 결정입계에서 입계산화에 의해 표면에너지의 감소로 균열이 나타나 진행되는 입계파괴가 나타났다. $M_{23}C_6$ 탄화물이 816°C에서는 주로 결정입계에서와 전단변형에 의한 입내균열을 따라 석출하였으나, 982°C에서는 결정입계 뿐만아니라 입내에서도 석출하였으며 석출량은 증가하였다. σ 상은 $Cr_{23}C_6$ 탄화물에서 핵생성 후 기지로 성장하며, 온도가 높고 응력이 주어지면 $Cr_{23}C_6$ 탄화물의 양이 증가하여 σ 상의 석출도 많아졌다.

Abstract Fracture mode and carbide reactions of cast alloy 738LC during thermal exposure and creep at 816°C/440MPa and 982°C/152MPa were investigated. Crystallographic transgranular failure was observed in the specimen crept at 816°C due to shearing on the slip plane. Because selective oxidation at the grainboundaries which was exposed at the surface leads reduction in surface energy, however, early initiation of crack at the grainboundaries and intergranular failure were observed in the specimen crept at 982°C/152MPa. As a result of decomposition of MC carbide at the tested temperatures, $M_{23}C_6$ carbide precipitated either on the grainboundaries or on the deformation band. The applied stress enhanced decomposition of MC. σ phase nucleated from $Cr_{23}C_6$ then grew to the $\gamma+\gamma'$ matrix. Precipitation of σ was accelerated by increasing temperature and applied stress.

Key words : Thermal exposure, Creep test, Crystallographic failure, Intergranular failure, Precipitates(γ' , MC, $M_{23}C_6$, σ)

1. 서 론

주조용 738LC 합금은 982°C (1800°F) 까지 고온 크리프 특성이 우수한 Ni기 초내열합금으로서 Cr의 함량이 높기 때문에 고온 내식성도 뛰어나 발전용 가스 터빈의 터빈 블레이드와 베인 등의 소재로 주로 사용되고 있다.^{1,2)}

온도가 증가함에 따라 금속재료의 파괴양상은 일반적으로 입내파괴에서 입계파괴로 변화한다. 주조용 738LC 합금은 고온 내산화성 증대를 위해 다량의 Cr을 포함하고 있지만, 이 합금의 최대 사용온도인 약 982°C에서는 산화 현상이 심화된다. 고온 산화는 시편 표면에 접한 결정입계를 우선적으로 취약하게 만듦으로써 소재가 실제 부품에 적용될 때 응력파단수명을 단축시키는 효과를 유발한다. 이러한 이유로 대부분의 초내열합금 부품의 실제 사용에 앞서 내산화 코팅을 행함으로써 고온산화가 억제되지만, 부품의 장시간 사용에 따른 물성 변화를 파악하기 위해서는 합금의 본

질적인 산화거동을 고찰하는 것이 필요하다.

738LC 합금은 주된 강화상으로 작용하는 $L1_2$ 결정구조의 γ' [$Ni_3(Al,Ti)$]상 체적분율이 약 40% 정도를 나타낸다.³⁾ 그리고 Ti와 Ta 등은 γ' 상 형성원소이면서도 응고과정에서 정출되는 MC형 탄화물의 구성원소 역할을 하며, 생성된 MC 탄화물은 이 합금의 사용온도 구역에서 γ 기지와 반응하여 안정한 $M_{23}C_6$ 형 탄화물로 분해되어진다. $M_{23}C_6$ 형 탄화물은 주로 결정입계에 석출하여 입계 이동을 방해함으로써 고온 기계적 특성을 개선한다고 알려져 있다.^{4,5)}

한편, $M_{23}C_6$ 탄화물이 석출하는 온도에서 합금을 장시간 유지시키면 TCP (topologically close-packed) 상인 σ 상이 석출한다는 보고도 있다.^{5,6)} σ 상은 일반적으로 $M_{23}C_6$ 탄화물을 형성하는 금속원소들과 기지의 Ni이 서로 반응하여 $(Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y$ 조성을 지니며 결정입계와 기지에서 침상으로 석출한다. σ 상은 본질적으로 매우 강한 취성을 지니므로 사용 중에 생성되는 경우 합금의 고온특성을 현저히

Table 1. Chemical composition of cast alloy 738LC.

	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Nb	C	Zr	B	Ni
wt. %	15.90	8.30	3.45	3.44	2.59	1.75	1.90	0.92	0.10	0.03	0.01	Bal.
at. %	17.39	8.01	7.27	4.08	0.80	1.04	0.60	0.56	0.47	0.02	0.05	Bal.

저하시키는 것으로 알려져 있다.⁶⁾

본 연구에서는 주조용 738LC 합금의 최대 사용온도인 982°C와 γ' 상의 석출강화효과가 최대인 816°C에서 응력에 따른 파단양상과 탄화물 등 미세 조직의 변화를 고찰하였다. 또한 크리프 시험과 동일한 온도에서 파단시간과 동일한 시간동안 열간노출을 행하고 이때 얻어지는 탄화물 등의 변화양상을 비교함으로써 온도와 더불어 응력이 탄화물의 분해반응에 미치는 영향을 알아보려고 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 시험편은 Cannon-Muskegon사에서 제조한 738LC 합금 잉곳트를 진공유도 용해로에서 재용해하여 봉상(지름 15mm × 길이 165mm)으로 정밀주조하여 얻었다. 사용한 738LC 합금 잉곳트의 조성은 표 1에서 나타냈다. 주조시험편은 ASM handbook (aerospace structural metals handbook)에 언급한 바와 같이 10^{-3} torr 이상의 진공상태서 용체화처리와 시효처리를 하였으며 그 조건은 다음과 같다.

용체화처리 : 1121°C (2050°F) 에서 2hr 유지 후 공냉

시효처리 : 843°C (1550°F) 에서 24hr 유지 후 공냉

열처리가 끝난 봉상 시편을 ASTM E 139의 규격에 따라 표점거리 내의 직경이 6mm인 크리프 시험편으로 가공하였다. 크리프-파단 시험은 일정하중 방식의 크리프 시험기 (Toshin 50T) 에서 시험하였으며, 시험편 중앙에 열전대를 부착하여 시편의 온도를 측정하였다. 시험 조건은 738LC 합금의 최고 사용온도로 알려져 있는 982°C (1800°F) 와 시효경화 효과가 우수한 816°C (1500°F) 와 중간온도인 927°C로 설정하였다.

파단된 시험편을 응력축과 평행하게 절단한 시험편을 연마한 후 Kalling's II (2g CuCl₂ + 40ml HCl + 80ml Ethanol) 시약으로 부식시켜 광학현미경과 주사전자현미경 (JEOL, JSM-5800) 으로 미세조직을 관찰하였다. 또한 시험편을 전해연마 (10% HCl + 90% Ethanol) 와 전해부식한 (5% HCl + 95% Ethanol) 한 후 전계 방사형 주사전자현미경 (Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy : FEG-SEM, Hitachi S-4200) 을 이용하여 시편에 존재하는 탄화물 등을 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 파단양상에 미치는 온도와 응력의 영향

816°C와 982°C에서 크리프 시험한 결과를 표 2에 나타내었고, 크리프 파단된 시편을 응력축과 평행하게 절단하여 관찰한 조직을 그림 1에 나타내었다. 816°C/440MPa에서 파단된 시료는 전단변형에 의해 응력방향과 거의 45° 각도로 파단된 것을 파단면에서 관찰할 수 있으며 파단면에서

Table 2. Creep rupture results of cast alloy 738LC.

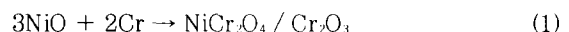
Test Temp., °C	Stress, MPa	Rupture time, hr	El, %
816	440	68.9	7.15
982	152	88.3	11.99

약간 아랫부분에서 동일한 각도의 2차 균열이 관찰된다. 이는 슬립면을 따른 입내파괴가 나타난 것을 의미한다. 또한 내부와 표면에 미세한 균열들이 관찰되는데 이들 또한 슬립에 의한 균열 진행 양상을 나타내고 있다. 982°C/152MPa에서 파단된 시료는 파단면의 요철이 심한, 즉 결정입계를 따른 균열의 생성과 전파에 따라 입계의 형상과 유사한 파면을 가지며, 이보다 조금 낮은 온도에서 크리프 파단된 시료의 단면(그림 1(c))에서도 내부 입계 공동의 생성과 합체에 의한 균열이 결정입계를 따라 길게 형성되어 있는 것을 볼 수 있다. 특히 982°C/152MPa에서 크리프 파단된 시료의 경우 내부에 많은 균열 생성을 보이고 있다. 이것은 일반적으로 알려진 초내열합금의 크리프 파단양상^{7,8)}과 마찬가지로 738LC 합금은 온도가 증가하고 응력이 감소함에 따라서 입내파괴 양상으로부터 입계파괴 양상으로 천이되는 것을 알 수 있다.

이와 같이 982°C/152MPa에서 크리프 파단된 경우 내부에서 형성된 균열의 성장과 함께 표면에 노출된 결정입계로부터 균열생성과 전파로 인해 파단이 발생한 것이라 할 수 있다. 일반적인 크리프 파단에서 내부균열 생성 전파 외에 표면 균열의 생성과 영향을 고찰하기 위해 표면 균열층을 분석하였다.

982°C/152MPa에서 크리프 시험한 시편의 경우 시편 표면부위에서 산화가 심하게 발생하고 이로 인해 균열이 현상을 관찰할 수 있었다. 그림 2(a)는 982°C에서 크리프 파단된 시료의 표면층에 생성된 균열을 확대한 것으로서 표면층에서 생성된 균열이 결정입계를 따라 진행하고 있음을 볼 수 있다. 그림 2(b)는 이러한 산화물층을 EDS 분석한 결과를 나타낸 것으로, 최외각층에는 NiCr₂O₄와 (Ti,Ta,W) O₂ 산화물층이 존재하며 그 아래 부위에 Cr₂O₃ + Al₂O₃층이 형성되어 있음을 알 수 있다.

Wagner⁹⁾ 등에 의하면 Ni-Cr계 초내열합금의 일반적인 표면 산화물 형성 기구는 다음과 같다. 고온에 노출된 표면부에서 상대적으로 풍부한 Ni이 대기중의 O₂와 반응하여 NiO를 먼저 형성하고, 시간이 경과함에 따라서 Cr의 표면 확산에 의해 NiO와 다음과 같이 반응한다.



즉, 표면층에서는 NiCr₂O₄가 형성되고 표면 직하에서는 Cr₂O₃가 형성된다고 알려져 있다.¹⁰⁾ 본 연구에서도 이와 유사한 거동을 보이고 있으며, 관찰된 산화물층들의 형성과정

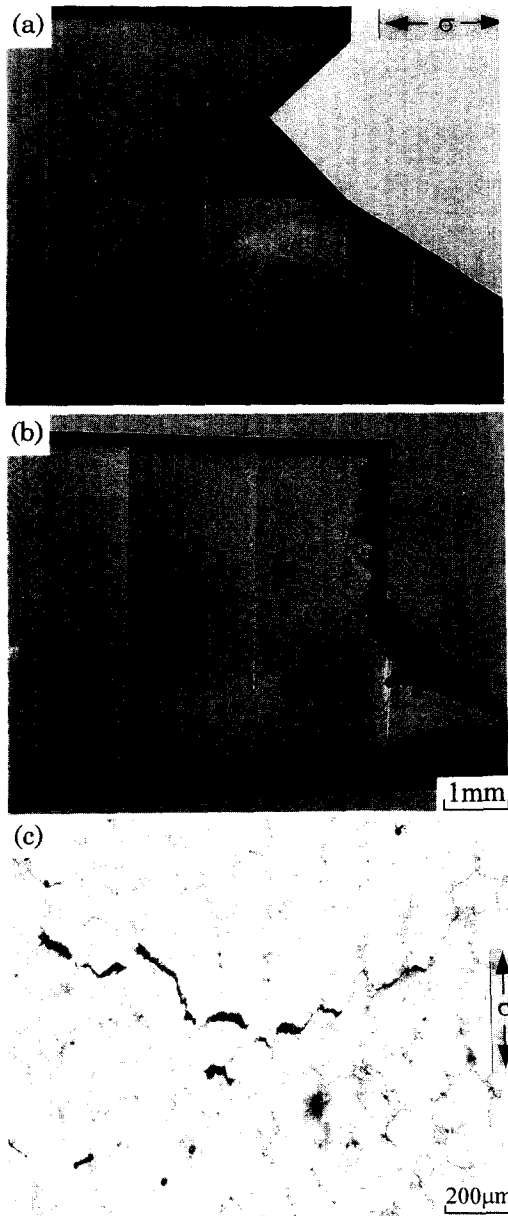


Fig. 1. Micrographs of the crept specimens sectioned parallel to the applied stress direction. (a) Creep ruptured at 816°C/440MPa (b) Creep ruptured at 982°C/152MPa (c) Creep ruptured at 927°C/240MPa

을 그림 3에 도식적으로 나타내었다. Cr이 Al이나 Ta보다 우선적으로 산화물을 형성하는 것은 Cr이 기지의 Ni와 유사한 원자 반경을 지녀서 다른 합금원소에 비해 Ni에 대한 상호확산계수가 크기 때문인 것으로 생각된다. 이렇게 형성된 Cr 산화물은 치밀하지 못하기 때문에 Cr₂O₃층과 기지에 고용되어 있는 Cr보다 안정한 산화물 형성원소들인 Al 및 Ti 등이 Cr 산화물의 O₂와 결합하여 Al₂O₃ 또는 TiO₂ 등을 형성하고 Cr₂O₃ 입자를 통해 표면으로 성장함으로써 고온에서 장시간 노출된 경우 니켈기 초내열합금의 표면층은 Cr₂O₃ + NiCr₂O₄와 Al₂O₃ + TiO₂ 등의 복합 산화물층이 형성된다고 보고되고 있다.¹²⁾

산화물층 바로 아래에 부분적으로 Al₂O₃ 산화물과 MC

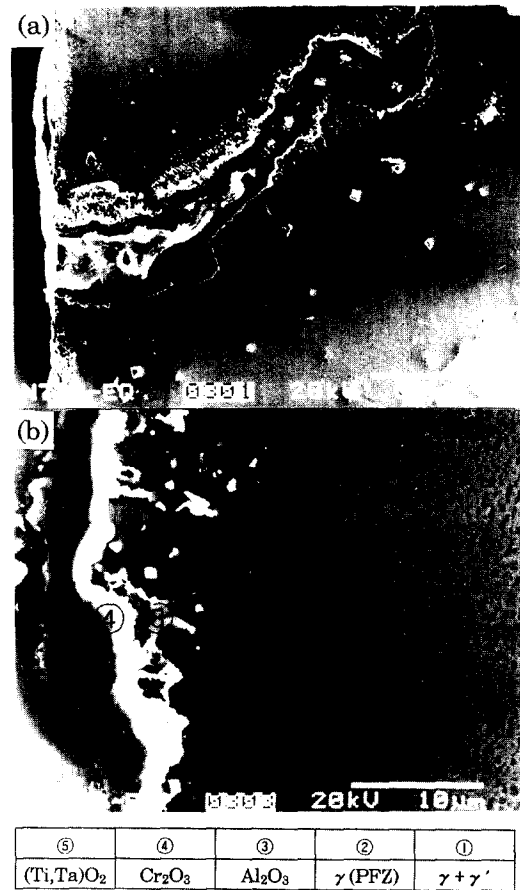
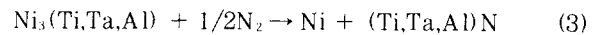
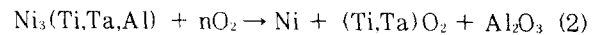


Fig. 2. Micrographs of crept specimen at 982°C/152MPa, which show (a) crack by surface oxidation. (b) Surface oxidation layers and their EDS analysis results.

형 탄화물들이 소량존재하며 기지의 강화석출상인 γ' 상 형성원소들이 산화물로 존재하여 γ' 상이 석출하지 않은 무석출대 (PFZ)가 존재한다. 고온에서는 산화반응이 빠르게 일어나고, 특히 대기중의 O₂와 N₂가 Ni₃(Ti,Ta) 조성의 γ' 상과 다음과 같은 반응으로 산화물로 석출하여 산화물 주위에 무석출대가 존재한다. 무석출대는 입계 이동을 방해하는 유동응력이 감소하여 쉽게 입계의 이동을 가져올 수 있을 것이다. 이러한 입계산화와 입계이동이 복합적으로 일어나 결정입계 파괴가 일어난다고 생각된다.



일반적으로 초내열합금의 표면산화 현상은 900°C 이상에서 심하게 일어나는 것으로 알려져 있으며 그 이하의 온도에서는 고온부식(sulfidation)이 산화에 우선하여 발생하는 것으로 알려져 있다.¹⁰⁾ 본 실험이 행해진 분위기는 고온부식을 일으키는 황(sulfur) 등이 거의 존재하지 않는 실험실적인 대기 분위기이므로 고온부식 현상은 배제될 수 있다. 또한 합금원소로 첨가된 Zr과 B의 입계강화 효과와 더불어 열처리 과정을 통해 결정입계를 따라서 석출된 미세한 Cr₂C₆ 탄화물이 입계 이동을 효과적으로 억제할 수 있다.⁶⁾ 즉, 816°C는 니켈기 초내열합금이 산화 현상을 나타내기

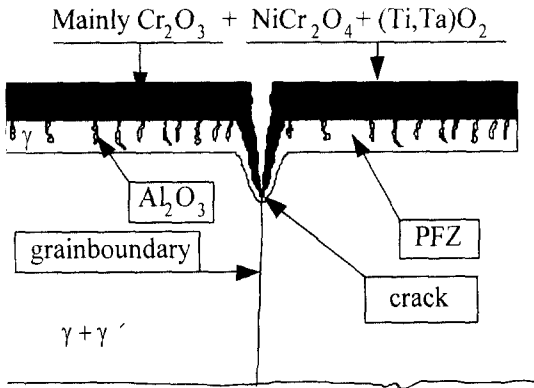


Fig. 3. Schematic illustration of formation of oxide scale at the surface of creep failed specimen.

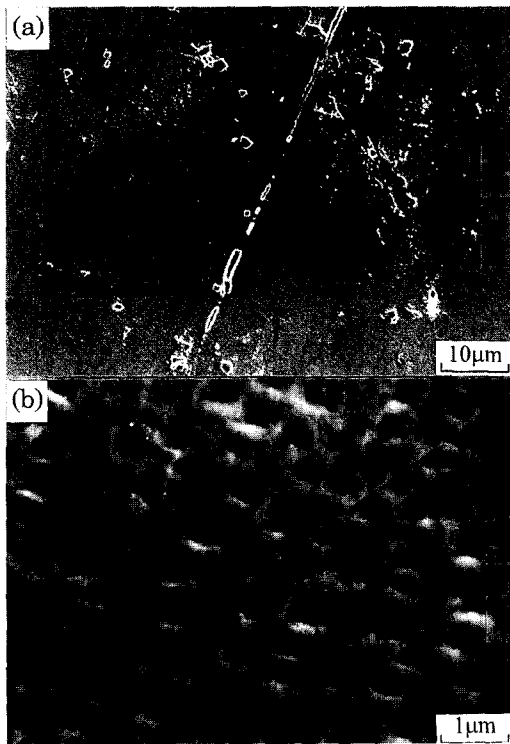


Fig. 4. SEM micrographs of crept specimen at 816°C/440MPa. (a) crack formed along slip plane (b) slip trace in the γ/γ' matrix

는 비교적 낮은 온도이고 합금원소들의 확산도 둔화되므로 작용 응력이 높을 경우 슬립에 의한 변형이 크리프 변형의 지배적인 기구로 작용한다.

816°C/440MPa에서 파단된 시료의 결정입내 변형거동을 주사전자현미경으로 관찰한 결과를 그림 4에 나타내었다. 그림 4(a)에 나타난 균열은 결정입내에서 진행되고 있으며, 그림 4(b)에 나타난 $\gamma + \gamma'$ 기지의 고배율 조직에서도 슬립에 의한 전단변형이 일어난 것을 명확하게 보여주고 있다.

3.2 온도와 응력에 따른 탄화물의 분해 및 σ 상 생성

738LC 합금을 주조 후 표준 열처리한 시료의 미세조직을 그림 5에 나타내었다. 열처리 후에도 주조상태에서 존재

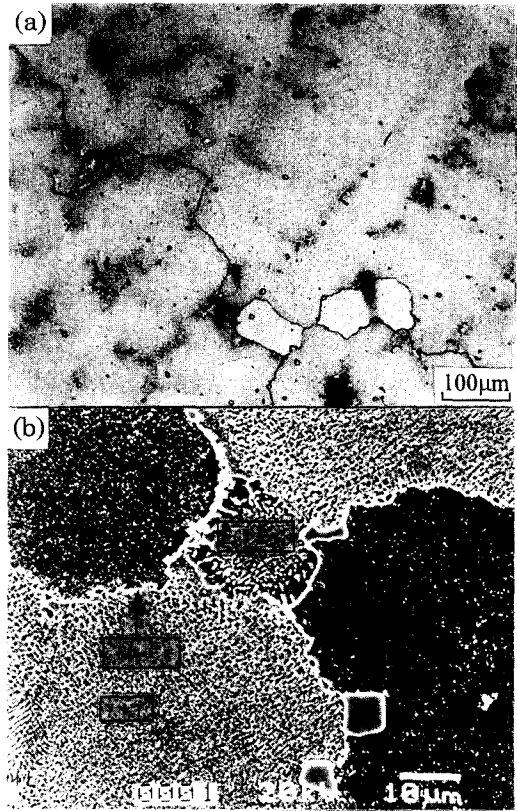


Fig. 5. Micrographs of standard heat treated cast alloy 738LC. (a) OM microstructure, (b) SEM microstructure

하는 수지상조직을 보이며, 주 강화상인 γ' 상이 전체적으로 균일하게 분포 되어있다. 또한 그림 5(b)에 나타난 바와 같이 각형(blocky)의 MC 탄화물이 결정입계와 수지상간 영역 부근에, $\gamma + \gamma'$ 공정조직은 최종 응고가 일어나는 수지상간 영역이나 결정입계에서 형성되며 일반적으로 Al과 Ti, Ta 등의 농도가 높다. 탄화물의 중심부에 존재하는 보다 짙은 색의 반점은 응고과정 중에 형성된 TiN로서 이 입자를 핵생성처로 TiC 또는 TaC 등이 정출되는 것으로 알려져 있다.¹²⁾

표준 열처리에 의한 미세조직의 변화는 γ' 상의 균일한 성장과 더불어 주로 MC 탄화물 부근 또는 결정입계에서의 $M_{23}C_6$ 형 탄화물 형성이다. $M_{23}C_6$ 형 탄화물은 대부분 $Cr_{23}C_6$ 형태로 존재하며 결정입계 이동을 방해하여 크리프 특성을 개선하는 것으로 알려져 있다.^{4, 5)}

한편, Mo와 W의 편석으로 인해 결정입계 M_6C 형 탄화물이 형성되는 것으로 알려져 있으나¹³⁾, 이 탄화물이 석출하기 위해서는 Mo와 W의 함량이 3.5at.% 이상이어야 하며, 그 미만에서는 $M_{23}C_6$ 만 형성되는 것으로 알려져 있다.⁶⁾ 따라서, 본 연구에서 시험한 738LC 합금의 경우 (Mo+W) 함량이 표 1에 나타낸 것처럼 약 1.84at.%이므로 M_6C 가 석출하기에 함량이 충분하지 못해 결정입계에서 $M_{23}C_6$ 형 탄화물이 주로 나타나는 것이라 생각된다.

816°C와 982°C에서 열간노출된 시료와 크리프 파단된 시료의 주사전자현미경 조직을 그림 6에 나타내었다. 816°C의 경우, 그림 6(a)의 열간노출한 시료는 (b)의 크리프

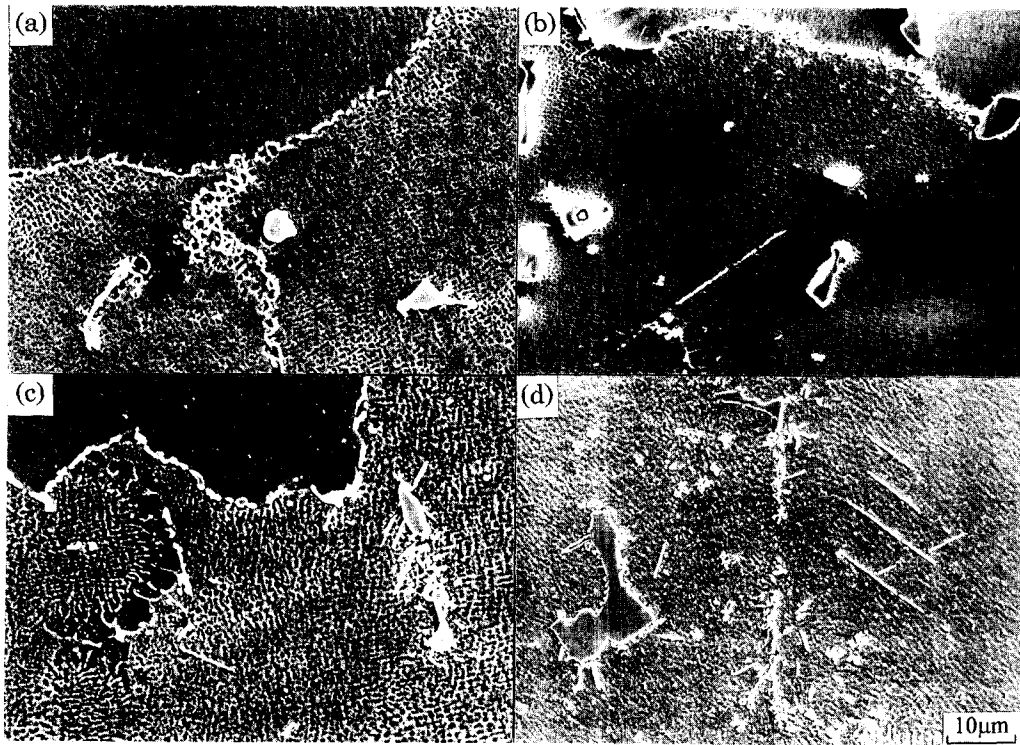


Fig. 6. SEM micrographs of thermal exposed and crept specimens. (a) thermal exposed at 816°C/69hrs (b) creep failed at 816°C/440MPa/69hrs (c) thermal exposed at 982°C/88hrs (b) creep failed at 982°C/152MPa/88hrs

파단된 시료와 큰 차이가 없으나, 크리프 파단된 시료에서는 입내 균열을 따라 $M_{23}C_6$ 형 탄화물이 석출되어 있는 것을 볼 수 있다. 응력이 가해지지 않은 경우 $M_{23}C_6$ 형 탄화물의 석출은 주로 MC형 탄화물 주위와 결정입계에서 나타나지만 응력에 의해 내부 결함이 존재하면 이러한 결함주위에서 관찰되었는데, 이는 이미 문헌상에 발표된 결과와도 일치한다.¹⁴⁾

982°C/88시간 열간노출한 시료에서는 816°C/69시간 노출한 시료(그림 6(a))에 비해 입계 탄화물이 뚜렷하게 나타난다. 이는 상대적으로 온도가 높으며 노출시간도 길어서 $M_{23}C_6$ 탄화물의 형성이 보다 용이하기 때문으로 생각되며, 또한 이들 주위에 침상의 새로운 석출물이 나타나고 있음을 볼 수 있다. 982°C/152MPa에서 크리프 파단된 시편의 경우 $M_{23}C_6$ 탄화물은 결정입계 뿐만 아니라 기지에도 많이 석출되어 있고, 침상의 크기도 열간노출한 시료에 비해 크게 나타나고 있다. 따라서 온도의 증가와 더불어 응력이 가해지면 탄화물 분해반응과 침상의 생성이 촉진됨을 알 수 있으나 슬립에 의한 전단변형과 입내균열은 관찰할 수 없었다.

탄화물의 반응과 침상의 석출거동을 보다 자세히 관찰하기 위해 전계 방사형 주사전자 현미경(FEG-SEM)을 이용하여 관찰한 조직과 EDS 분석 결과를 그림 7에 나타내었다. 3종류의 석출상을 EDS 분석한 결과 이들은 각각 MC, $M_{23}C_6$, σ 상으로 확인되었으며, 이로부터 다음과 같은 반응 과정이 유추되어진다. 주조과정에서 형성된 MC 탄화물은 760°C~980°C 온도범위에 노출되면 안정한 $M_{23}C_6$ 와 M_6C 탄화물로 분해되는 것으로 알려져 있으나, 본 연구에서 시

험한 738LC 합금의 경우 (Mo+W) 함량이 적어 M_6C 탄화물은 석출되지 않으므로, 이 합금에서 탄화물 분해반응은 다음과 같이 일어난다.¹⁵⁾

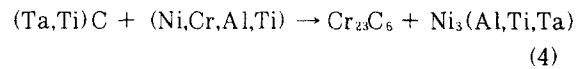
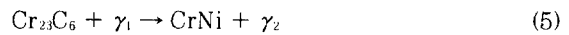
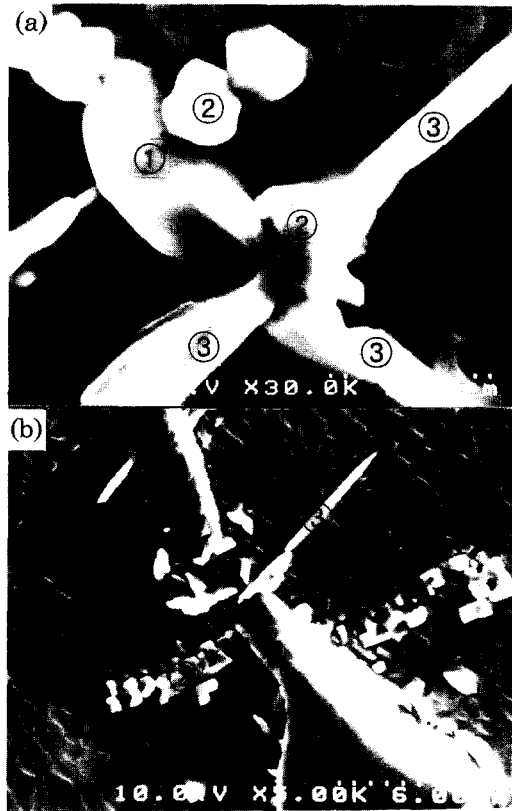


그림 7(a)에서 석출상 ①은 EDS 분석결과 Ti와 Ta가 풍부한 MC 탄화물로서 이들이 기지와 반응하여 Cr이 풍부한 $Cr_{23}C_6$ 탄화물로 변화하고 Ti와 Ta는 기지의 Ni와 반응하여 $Ni_3(Ti,Ta,Al)$ 조성의 γ' 상을 석출시킨다. 이렇게 형성된 미세한 각형의 $Cr_{23}C_6$ 탄화물이 기지의 Ni와 결합하면 CrNi의 σ 상으로 변화하는 다음의 반응이 일어난다.



σ 상은 니켈기 초내열합금을 약 500°C~1000°C 사이에서 장시간 노출시킬 때 형성되는 침상의 TCP 상으로서⁹⁾, 원자반경이 유사한 원소들이 결합하여 $(Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y$ 조성 즉, FeCrMo, CrNiMo, CrCo 또는 CrNi 형태로 석출되어, 고온 기계적 성질을 현저히 저하시키는 것으로 알려져 있다. 본 연구에서 시험한 738LC 합금의 경우 EDS 분석 결과 σ 상은 대부분 CrNi 형태로 나타났다. 그리고 그림 7(a)와 (b)에서처럼 σ 상은 주로 탄화물 주위에서 형성됨을 알 수 있는데, 특히 그림 7(b)에서 σ 상의 생성 과정을 명확히 관찰 할 수 있다. 그림의 중앙에 존재하는 TaC 탄화물에서 석출된 $Cr_{23}C_6$ 탄화물로부터 σ 상이 석출되는데, 이로



No.	Ti	Nb	Mo	Ta	W	Cr	Co	Ni	Phase
①	1.41	1.46	0.00	96.92	0.19	0.14	0.10	0.45	MC
②	0.99	0.00	6.35	0.00	3.05	77.56	2.17	9.90	M ₂₃ C ₆
③	2.50	0.00	2.73	0.00	2.40	62.29	3.06	27.02	σ

Fig. 7. SEM micrographs of thermal exposed and crept specimens. (a) thermal exposed at 816°C/69hrs (b) creep failed at 816°C/440MPa/69hrs

부터 Cr₂₃C₆ 탄화물이 σ상의 핵생성처로서 작용하는 것을 알 수 있다. 일단 핵생성된 σ상은 주위 기지로부터의 Ni과 Cr 공급에 의해 침상으로 지속적인 성장을 하는 것으로 판단된다.

Cr₂₃C₆ 탄화물과 σ상의 구분은 인접한 상의 종류에 의해서도 구분되어진다. 즉 Cr₂₃C₆ 탄화물은 MC 탄화물과 기지간의 반응에 의해 석출되며 반응 부산물로서 생성되는 γ'상에 의해 둘러싸이게 되지만, σ상은 기지의 Ni과 Cr 공급에 의해 Cr₂₃C₆ 탄화물로부터 석출하므로 (γ+γ') 기지와 직접적으로 접하는 양상을 나타내고 있다.

4. 결 론

주조용 니켈기 초내열합금 738LC를 816°C와 982°C에서 크리프 파단 시험과 열간노출 시험을 통해 온도와 응력 변화에 따른 고온 변형거동, 탄화물과 σ상의 석출 거동에 대해 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 738LC 합금의 크리프 파단 거동은 816°C/440MPa에서는 전단변형에 의한 입내파괴가 나타났고, 982°C/152MPa에서는 결정입계에서 주로 형성된 공동의 합체에

의해 균열이 성장하는 입계파괴가 나타났으며, 표면 산화에 의해 촉진되었다.

2) M₂₃C₆ 탄화물은 816°C에서는 주로 결정입계와 전단 변형으로 형성된 입내균열을 따라 석출하는 반면, 982°C에서는 결정입계 및 입내에서도 석출하였으며 온도와 응력이 증가함에 따라 그 양이 증가하였다.

3) σ상은 Cr₂₃C₆ 탄화물에서 핵생성 후 기지 내부로 침상의 형태로 성장하며, 온도가 높고 응력이 주어지면 σ상의 석출이 증가하였다.

참고문헌

1. Y. Yoshioka, D. Saito, K. Fujiyama & N. Okabe : "Advanced Materials and Coatings for Combustion Turbines", Proceeding of ASM 1993 Materials Congress Materials Week '93, Oct. 17-21, Pittsburgh, Pennsylvania, (1993) p.53-58.
2. G. Jianting, D. Ranucci, E. Picco & P. M. Strocchi : Metallurgical Transactions A, **14A**, (1983) p. 2329-2335.
3. P. J. Henderson : Scripta Metallurgica, Vol. **22**, (1988) p.1103-1107.
4. R. Castillo, A.K. Koul & J-P. A. Immarrigeon : "Superalloy 1988", Edited by S. Reichman et al., The Metallurgical Society, (1988) p.805-814.
5. J. R. Mihalisin : Trans., AIME, **239**, (1967) p.180.
6. Superalloys II : Edited by C. T. Sims & W. C. Hagel, (1986) p.111-117.
7. E. Jeffies : Trans. AIME, **60** (1919) p.474.
8. D. K. Oh, D. W. Joo, C. Y. Jo, S. M. Seo, D. H. Kim, S. J. Choe & S. L. Lee : J. of Korean Inst. Met. & Mater, Vol. **37**, **8**, (1999) p.937-944.
9. C. Wagner : Ber. Bunsenges Phy. Chem., **63**, (1959) p.772.
10. F. Schubert : "Superalloy Source Book", Edited by M. J. Donachie, ASM, (1984) p.71-101.
11. S. T. Wlodek : Trans. TMS-AIME, **230**, (1964) p. 1078.
12. Handbook of Stainless Steels : Edited by D. Peckner & I. M. Bernstein, McGraw-Hill Book Co., New York, (1987) p.4-47.
13. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay and S. Banerjee : "Superalloy 718, 625 and Various Derivatives", Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, (1994) p.419-440.
14. B. J. Pearcey & R. W. Smashey : Trans., AIME, **239**, (1967) p.451.
15. R. F. Decker & C. T. Sims : "The Superalloys", Edited by C. T. Sims & W. C. Hagel, Chap 2, (1972).