

# 니켈기 초내열 713LC 합금의 고온 기계적 특성

나영상\* · 김종엽\*\* · 이종훈\*\*\* · 박노광\*\*\*\*

## High Temperature Mechanical Properties of 713LC Ni-based Superalloy

*Youngsang Na\* · Jongyeop Kim\*\* · Jonghoon Lee\*\*\* · Nhokwang Park\*\*\*\**

### ABSTRACT

Alloy 713LC was developed to improve the tensile strength and ductility by reducing the carbon content of Alloy 713C. As Alloy 713LC was designed to minimize the mechanical property change with process conditions, it is generally utilized in the parts which have thick and thin sections simultaneously. In the thick and the thin sections, quite different properties are required. Consequently it is essential to crucially control the local mechanical properties of a parts by optimizing the process condition and heat treatment.

In this research, high temperature mechanical properties including creep-rupture and strain-control low cycle fatigue were investigated together with the microstructural variations with heat treatment. Failure mechanism was also analyzed by observing the fracture surface to correlate the variation of mechanical properties with the microstructural change.

Key Words : Ni base superalloy(니켈기 초내열합금), 713LC, APU(보조동력장치), Integral turbine rotor(일체형 터빈 로터)

---

\* 표면연구부 선임연구원

\*\* 삼성테크윈 소재개발센터

\*\*\* 표면연구부 책임연구원

\*\*\*\* 공정연구부 책임연구원

## 1. 서 론

713LC 합금은 713C 합금의 우수한 크리프 특성을 활용하고 인장강도 및 연성을 보다 향상시키기 위해 개발된 소재이다. 이 합금은 주조상태에서 주로 사용되며, 크리프 및 피로 특성을 향상시키기 위해 정수압 처리(HIP)를 통해 주조품 내부의 미세공공을 감소시키거나 Hf을 첨가하여 연성을 증가시키기도 한다. 713LC 합금은 부품의 부위별 두께나 주조시의 냉각속도에 따른 특성변화를 최소화하도록 합금 설계된 소재로서, 이러한 이유로 일체형 터빈 로터와 같이 부위별 두께차이가 큰 부품에 주조상태로 광범위하게 사용되고 있다[1].

본 연구는 보조동력장치(APU)의 일체형 터빈 로터 부품에 적합한 소재를 선정하기 위한 연구로서, 일체형 터빈 로터 소재로 713LC 합금의 사용가능성을 타진하고자 하였다. 일체형 터빈로터 소재의 경우 블레이드 부위와 로터부위가 일체형으로 되어있기 때문에 피로 특성과 크리프 특성이 함께 요구된다. 일반적으로 니켈기 초내열 주조합금의 경우 열처리를 통해 조성편석을 줄이고 강화 석출상인  $\gamma'$  크기 및 분포를 조절하게 되면, 소재의 크리프-파단 특성과 피로특성은 서로 상반된 경향을 보이며 변하게 된다. 결국 일체형 터빈 로터 소재로서 부위별로 713LC 합금의 특성을 극대화하기 위해서는 열처리를 통해 소재의 고온 기계적 특성을 적절히 조절해야하며, 이를 위해서는 열처리에 따른 소재의 특성변화에 대한 금속 조직학적인 이해가 요구된다. 따라서 본 연구에서는 열처리에 따른 고온 기계적 특성의 변화를 미세조직 변화와 함께 조사함으로써 최적의 터빈 로터 부품 제조를 위한 기초 자료로 활용하고 특성 변화에 미치는 조직학적 인자의 영향에

대해 분석하고자 하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에 사용된 713LC 합금은 용탕주입 온도 1450°C, 주형예열온도 950°C의 조건에서 직경 14mm, 길이 140mm의 봉상 시편을 주조하여 사용하였으며, 주조는 영국의 Centaur Precision Casting Co.에서 수행하였다. 합금의 조성은 표1과 같으며, 주조 및 열처리 후 시편을 가공하여 고온 특성 평가를 수행하였고 열처리는 1170°C/2시간/공냉+650°C/16시간/공냉의 조건으로 실시하였다.

Table 1. Norminal composition of Alloy 713LC

Elements	C	B	Cr	Mo
Composition	0.056	0.011	11.8	4.3
Elements	Ti	Al	Nb	Zr
Composition	0.63	7.13	2.0	0.05
Elements	Fe	Co	Ni	
Composition	0.05	0.05	Balance	

고온 인장시험은 ASTM E8의 기준에 준하여 수행하였으며, 응력-파단 시험은 일정 하중하에서 수행하였다. 고온 피로시험은 봉상시편을 이용하여 변형을 저주기 피로시험을 수행하여 터빈휠 소재로의 사용가능성을 타진하고자 하였다. 터빈휠과 같이 엔진 가동-정지를 반복하는 부품에 있어서 반복주기동안에 소재가 받는 변형은 주로 열변형에 기인하는 것으로서, 이때 소재가 받게 되는 반복변형 형태는 일정 변형율로 반복되는 경향

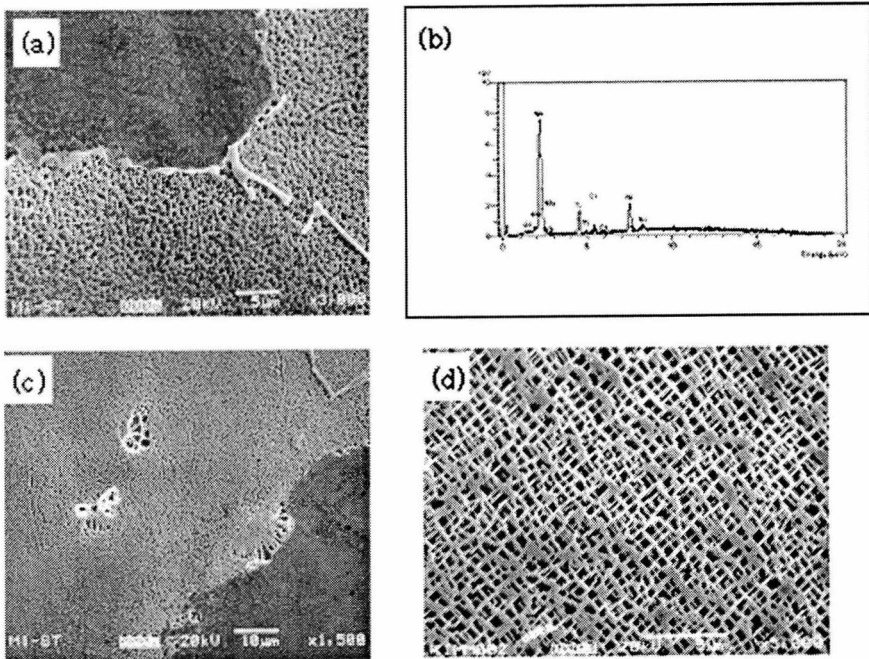


Fig. 1 SEM micrographs of as-cast Alloy 713LC  
 (a) grain boundary carbide,  
 (b) EDS analysis result of grain boundary carbide  
 (c) eutectic ( $v+v'$ ) phase, (d)  $v'$  precipitate in matrix

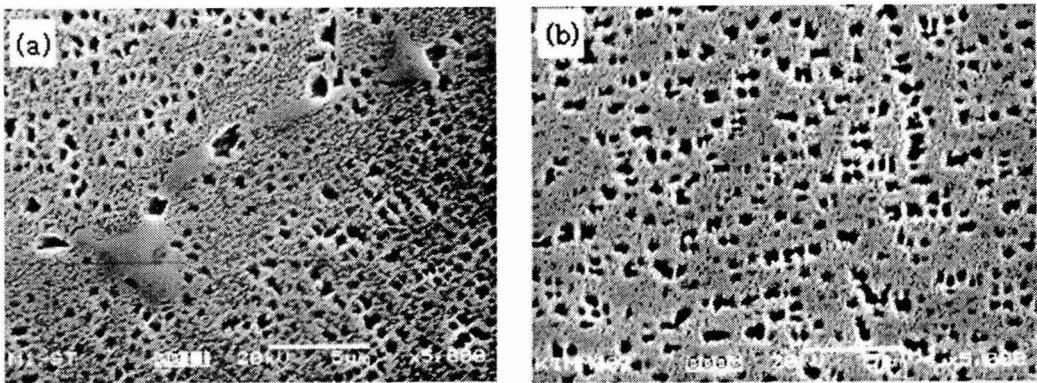


Fig. 2 SEM micrographs of heat-treated Alloy 713LC  
 (a) grain boundary carbide, (b)  $v'$  precipitate in matrix

을 보이며 이러한 이유로 변형을 저주기 피로시험을 수행하였다. 열처리 전후 또는 기계적 특성 평가를 수행한 시편에 대해 광학현

미경 및 전자현미경을 이용하여 파면 및 미세조직을 관찰하였으며 미세조직 관찰을 위해 Kalling's reagent로 에칭하였다.

### 3. 결과 및 고찰

주사전자현미경으로 주조품의 미세조직을 관찰하여 그림 1에 나타내었다. 그림 1(a), (b)에 나타낸 바와 같이 결정립계 주위에 (Nb,Ti)C 조성의 MC형 탄화물이 관찰되었으며 특히 일부 탄화물들이 결정립계에 수직 한 방향으로 석출됨으로써 결정립계 미끄럼에 의한 크리프 변형 저항성이 향상될 것으로 기대된다. 최종 응고 지역인 수지상간 경계에서는 공정반응에 의해 발생한 (v+v') 공정상이 관찰되었고(그림 1(c)) 수지상 내에서는 한 변의 길이가 약 0.5 $\mu$ m인 정육면체 형태의 v' 석출물이 v상 기지에 고르게 분포되어 있었다(그림 1(d)).

그림 2에 열처리 된 713LC 합금의 미세조직 사진을 보여주고 있다. 열처리가 진행되면서 결정립계에 존재하던 MC형 탄화물이 고용되는 과정을 관찰할 수 있었으며 결정립계 주위에 조대한 v'과 미세한 v' 입자들이 석출되었다(그림 2(a)). 주조 후 시편과는 달리 열처리 한 시편의 경우 직경 1 $\mu$ m 이상의 조대한 v' 입자와 매우 미세한 v' 입자가 불균일하게 분포되어 있었으며(그림 2(b)), 이는 열처리 온도 조건에 기인하는 것으로 판단된다. CALPHAD법[2]을 적용하여 온도에 따른 713LC 합금의 평형 상변화를 계산하여 그림 3에 나타내었다. 계산 결과에 의하면 713LC 합금의 v' 고용온도는 약 1240 $^{\circ}$ C이며 따라서 1차 열처리 온도인 1170 $^{\circ}$ C에서 v' 상이 완전히 고용되지 않고 남아있을 것이다. 조대화된 v' 입자의 부피분율을 이미지분석기로 측정 한 결과 약 25% 이고, 1170 $^{\circ}$ C에서 계산된 v' 상의 평형 분율이 30%라는 사실은 조대한 v' 입자들이 1차 열처리 시 기지에 고용되지

않고 남아있던 v' 상이라는 예상을 뒷받침한다. 이때 1차 열처리 시 남아있는 v' 상들이 1170 $^{\circ}$ C의 고온에서 빠른 속도로 조대화되고, 냉각과정 또는 시효과정에서 미세한 크기의 v' 입자들이 석출된 것으로 판단된다.

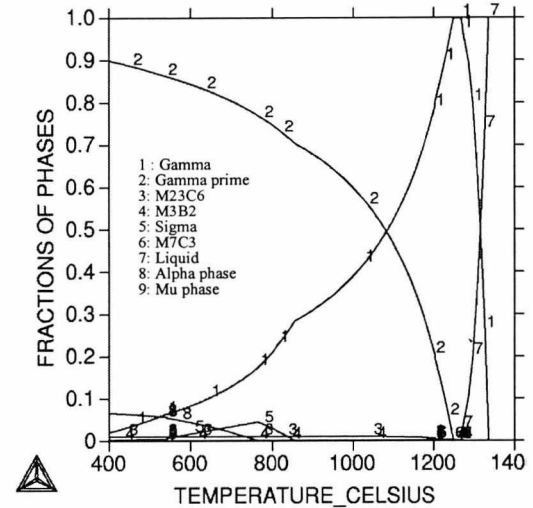


Fig. 3 Equilibrium phase diagram of Alloy 713LC calculated by CALPHAD approach

그림 4에 열처리 전후 713LC 합금의 응력-파단 시험 결과를 log-log 그래프로 보여주고 있다. 일정온도에서 응력에 따른 파단 시간의 변화가 그래프 상에서 직선관계를 보여주고 있으며 실험조건 내에서 직선의 기울기 변화가 거의 없다는 점에서 응력에 따른 합금 내부의 조직변화가 거의 없음을 짐작할 수 있다[3]. 한편 등강도온도 이상인 820 $^{\circ}$ C, 980 $^{\circ}$ C의 경우 열처리에 따른 파단시간의 변화가 거의 없는 반면에 760 $^{\circ}$ C의 경우 열처리 한 시편에서 약 10배정도의 파단시간 감소가 관찰되었다. 이는 열처리에 따른 미세조직 변화와 등강도온도(ECT)와의 관계로부터 해석될 수 있다. 등강도온도 이상의 고온에서는

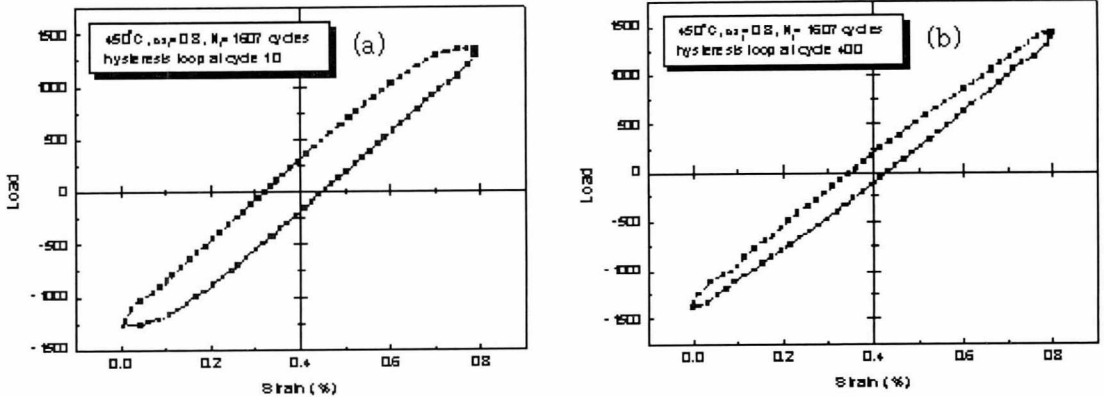


Fig. 5 Typical hysteresis loop curves of as-cast Alloy 713LC

응력-파단이 주로 결정립계를 따라서 발생하기 때문에 최종 파단시간은 주로 열처리에 따른 결정립계의 조직 변화에 기인한다. 반면에 등강도온도 이하의 저온에서는 파단시간이 열처리에 따른 입내 기지조직의 변화에 의해 영향을 받을 것이다. 760°C의 경우 713LC 합금의 ECT 온도 부근[1,4]으로 입내 변형과 입계 변형이 모두 파단 특성에 영향을 미칠것으로 판단되는데, 열처리 후 V' 입자의 크기 분포가 불균일해짐에 따라 입내 기지의 석출경화 효과 저하로 강도가 감소하고 결국 응력-파단시간이 감소하는 것으로 판단된다. 열처리 후 결정립계에서는 일부 탄화물이 고용되어 크기가 감소하는 것으로 관찰되었으나 열처리 후에도 결정립계에 탄화물이 남아있고 특히 고온 크리프-파단 시험과정에서 탄화물이 결정립계에 석출되기 때문에 등강도온도 이상의 고온에서는 열처리에 따른 응력-파단 시간의 변화가 거의 없는 것으로 판단된다.

온도 및 파형에 따른 713LC 주조합금의 변형 저주기 피로특성 변화를 조사하였다. 열처리를 수행함에 따라 응력-파단 특성이 크

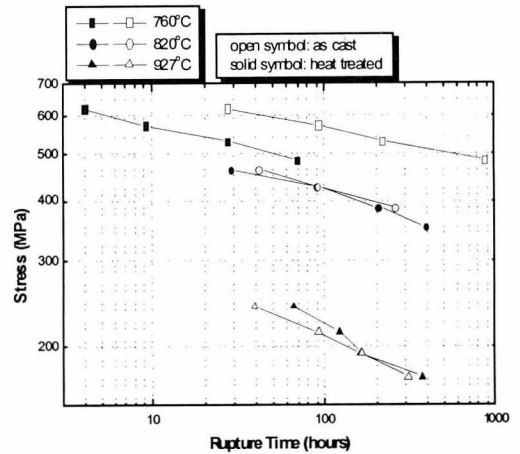


Fig. 4 Creep-rupture property of Alloy 713LC

게 저하되었기 때문에 피로특성시험은 주조 합금에 대해서만 수행하였다. 피로시험은 450°C, 550°C에서 R=0의 조건으로 총변형률 0.4%-1.0% 사이에서 수행하였다. 파형은 1-1-1-1의 사각파형을 기본으로 하였고, 인장조건에서 유지시간에 따른 피로특성 변화를 조사하기 위해 450°C, 총변형률 0.6% 조건에서 1-60-1-1의 파형으로 피로시험을 수행하였다.

그림 5에 변형률 저주기 시험을 통해 얻은 전형적인 hysteresis loop 곡선을 보여주고 있다. 싸이클이 진행되어 안정화 될수록 비탄성 변형률이 감소하는 cyclic hardening 현상을 보였고, 최대 및 최소 변형률 근처에서 응력이완(stress relaxation)이 관찰되었으나 그 크기는 크지 않았다. 그림 6에 각 시험 온도에서 총변형률에 따른 피로 파단 수명의 변화를 보여주고 있다. 피로 데이터를 Universal Slope Method[5]를 적용하여 평가하였으며 그 결과를 그림 6에 함께 나타내었고 각 온도에서 곡선의 식은 아래와 같다.

$$\Delta \epsilon_t = 1.85 N_f^{-0.12} + 2.15 N_f^{-0.6} \quad \text{at} \quad 450^\circ\text{C}$$

$$\Delta \epsilon_t = 1.59 N_f^{-0.12} + 11.94 N_f^{-0.6} \quad \text{at} \quad 550^\circ\text{C}$$

그림 6에서 보는바와 같이 실험온도 구간에서 피로 특성은 대체적으로 온도에 무관하였으나, 총변형률이 작은 경우에는 저온에서, 총변형률이 큰 경우에는 오히려 고온에서 피

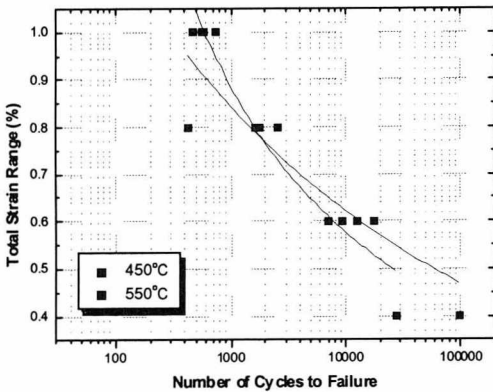


Fig. 6 Number of cycles to failure vs. total strain range plot

로파단 수명이 다소 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 고온에서 713LC 합금의 항복강도 및 가공경화에 의한 인장강도의 증가[4]와 관련이 있는 것으로 판단된다. 총변형률이 큰 경우 파단 수명이 주로 비탄성 변형률에 의해 결정되는데, 고온으로 갈수록 가공경화능이 커지고 합금의 강도가 증가하기 때문에 동일한 총변형률일 때 고온에서의 비탄성 변형률이 상대적으로 감소하여 피로 파단 수명이 더 큰 것으로 판단된다. 한편 총변형률이 작은 경우 피로수명은 주로 탄성변형률에 의해 결정되며, 온도가 감소할수록 탄성계수가 증가하고 총변형률이 같을 때 저온에서 탄성 변형률이 작기 때문에 피로 파단 수명이 증가하는 것으로 판단된다.

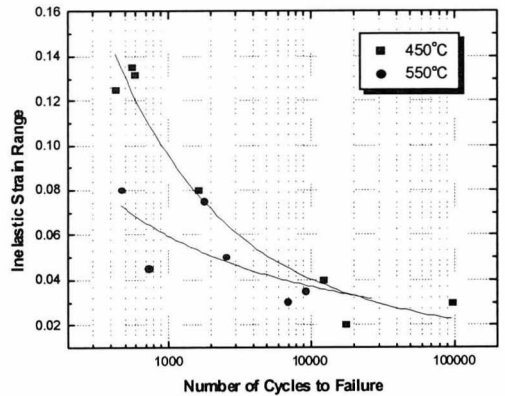


Fig. 7 Number of cycles to failure vs. inelastic strain range plot

피로시험을 통해 얻은 안정화된 hysteresis loop를 분석하여 탄성변형과 비탄성변형을 분리한 후, 비탄성 변형률과 파단수명의 관계를 그림 7에 나타내었다. 총변형률을 기준으로 하였을 경우에는 피로특성이 온도에 거의 무관한 것으로 나타났으나 비탄성 변형률을 기준으로 한 경우 온도가 증가함에 따라 피



Table 3. Effect of tensile holding time on failure cycles of Alloy 713LC

sample condition	test temperature	waveform	total strain(%)	failure cycles
As-cast	450℃	1-1-1-1 trapezoidal	0.6%	12,116
				17,186
		1-60-1-1 trapezoidal		6,598

로수명이 크게 감소하는 것을 확인할 수 있다.

표 2에 과형에 따른 피로파단시간의 변화를 보여주고 있다. 450℃, 총변형률 0.6% 조건에서 인장유지시간(tensile holding time)이 증가할 경우 파단시간이 크게 감소하였으며 이는 인장유지시 크리프 변형이 피로파단을 가속화시키기 때문이다. 인장유지시 최대 응력은 약 640MPa 였으며, 파단까지의 사이클 동안 총 유지시간은 약 110시간 정도였다. Larson-Miller plot을 기준으로 450℃, 640MPa에서 응력-파단시간은 약  $10^{10}$  시간으로 예상되며 총 유지시간인 110시간과 비교하였을 때, 순수 크리프 변형에 의한 예상 응력-파단시간보다  $10^8$ 배 정도 빨리 파단이 발생하였다. 즉 크리프 손상보다는 피로 손상이 재료 파단의 주요 기구임을 알 수 있다. 그러나 유지시간이 없는 경우에 비해 60초간의 인장유지 조건에서 피로수명이 50% 정도 감소하였기 때문에 인장유지 조건에서 순수 피로손상에 의해 재료가 파단된다고 볼 수 없다. 즉 60초 인장유지 조건에서 크리프 및 피로 손상이 모두 작용하여 재료의 파단을 가속화시켰다고 판단된다. 피로 파면을 관찰한 결과(그림 8) 유지시간을 준 경우 입계파단 양상이 더 뚜렷하였고 이는 피로손상뿐 아니라 크리프 손상이 함께 재료 파단에 영향을 미쳤기 때문이다. 특히 유지시간이 60초로 긴 경우와 짧은 경우 striation의 모양이 달리 나타났는데(그림 9), 60초의 인장유지시간이

있는 경우 striation의 간격은 줄었고 부드러운 모양의 striation이 관찰된다. 이는 유지시간동안의 크리프 변형시 전위 상승(dislocation climb)등이 발생하였기 때문으로 판단되나 투과전자현미경 등을 이용한 보다 세밀한 연구가 요구된다.

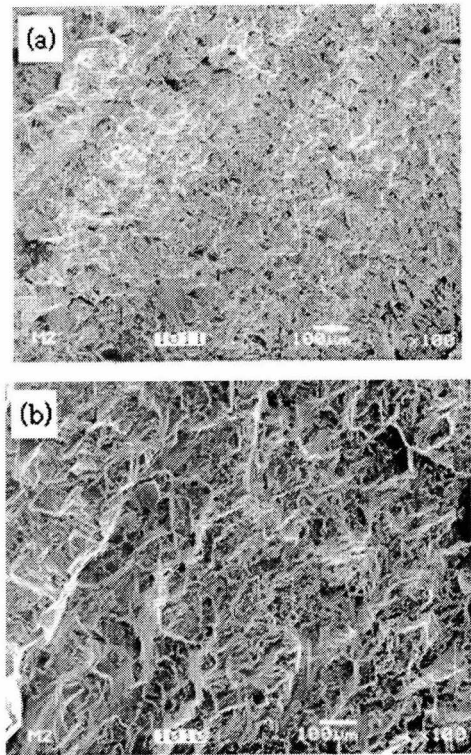


Fig. 8 Fracture surface of LCF tested samples at 450℃ with waveform of (a) 1-1-1-1 trapezoidal, (b) 1-60-1-1 trapezoidal

## 4. 결 론

본 연구에서는 열처리에 따른 713LC 합금의 미세조직 변화와 고온 기계적 특성의 변화를 조사하였으며 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 열처리 후 713LC 주조 합금의 결정립계에 존재하던 탄화물들이 일부 고용되었다.
- 2) 주조합금의 경우 수지상 내부에 정육면체의  $v'$  입자들이  $0.5\mu\text{m}$  정도의 균일한 크기로 분포하였으나 열처리( $1170^\circ\text{C}/2\text{시간}/\text{공냉} + 650^\circ\text{C}/16\text{시간}/\text{공냉}$ ) 후  $1\mu\text{m}$  이상의 조대한 구형  $v'$ 과 매우 미세한  $v'$  입자들이 불균일하게 분포하여 있었다.
- 3) 등강도 온도 부근인  $760^\circ\text{C}$  부근에서 크리프-파단 시험을 수행한 결과 열처리 후 약 10배정도의 파단시간 감소가 관찰되었으며 이는 열처리 후 입내 강도의 저하에 기인한다. 등강도 온도 이상의 고온에서는 열처리 후에도 크리프-파단 강도의 감소가 관찰되지 않았으며 이는 열처리 시 결정립계의 강도변화가 거의 없기 때문이다.
- 4) 713LC 주조합금의 변형 저주기 피로 특성을 조사하였으며, universal slope method를 적용하여 평가한 결과 각각의 시험온도에서 아래와 같은 관계식을 얻었다.

$$\Delta \epsilon_f = 1.85 N_f^{-0.12} + 2.15 N_f^{-0.6} \quad \text{at} \quad 450^\circ\text{C}$$

$$\Delta \epsilon_f = 1.59 N_f^{-0.12} + 11.94 N_f^{-0.6} \quad \text{at} \quad 550^\circ\text{C}$$

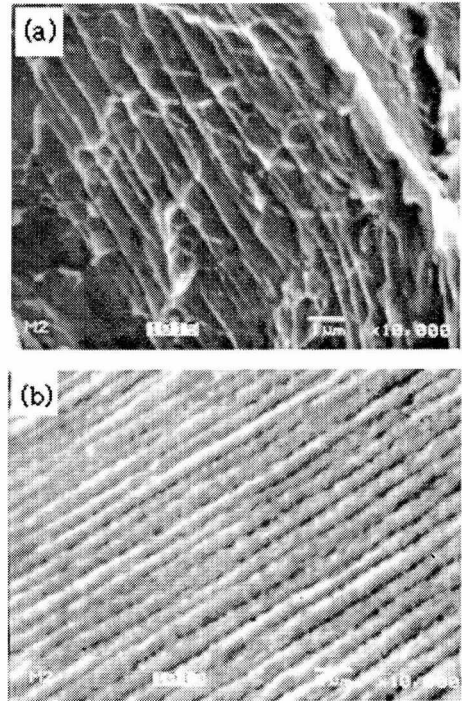


Fig. 9 Striation morphology of LCF failed samples at  $450^\circ\text{C}$  with waveform of (a) 1-1-1-1 trapezoidal (b) 1-60-1-1 trapezoidal

## 참고문헌

1. S.S.Manson : Aerospace Structural Metals Handbook, Vol. 4, Code 4108, Battelle's Columbus Laboratories, Columbus, USA (1985)
2. Y.S.Na, I.S.Kim, S.M.Sohn and N.K.Park : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 37 (1999) 1021
3. D.N.Lee : Mechanical Metallurgy, Munwoon-Dang, Korea (1983)
4. Y.S.Na, J.T.Yeom, J.Y.Kim and N.K.Park : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 39 (2001) 1249
5. G.E.Dieter : Mechanical Metallurgy, 3rd Ed., McGraw-Hill, NY, USA (1986)