



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

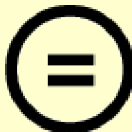
다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공 학 석 사 학 위 논 문

Ni계 초내열 합금 CMSX-4의
TMF거동 및 조직변화



부 경 대 학 교 대 학 원

재료공학과

채 종 수

공 학 석 사 학 위 논 문

Ni계 초내열 합금 CMSX-4의

TMF거동 및 조직변화

지도교수 박 화 순

이 논문을 공학 석사 학위논문으로 제출함.

2010년 2월

부 경 대 학 교 대 학 원

재료공학과

채 종 수

채종수의 공학석사 학위논문을 인준함.

2010년 2월 25일



주	심	공학박사	배 차 현	인
위	원	공학박사	박 화 순	인
위	원	공학박사	안 용 식	인

목 차

Abstract	ii
제 1 장. 서론	1
제 2 장. 이론적 배경	
2.1 Ni기 초내열합금	
2.1.1 Ni기 초내열합금의 개요	3
2.1.2 제2세대 Ni 기 단결정 초내열합금	5
2.2 단결정합금	
2.2.1 단결정 제조의 기본 원리	7
2.2.2 단결정 응고 시 미세조직	9
2.3 저주기 피로 (Low - cycle Fatigue)	
2.3.1 저주기 피로의 개요	10
2.3.2 반복적인 응력 - 변형률 거동	11
2.3.3 천이 거동 - 반복 변형률 경화와 연화	12
2.3.4 변형률 수명 곡선 (Strain-Life curve)	14
2.4 열적 - 기계적 피로(Thermo-mechanical Fatigue, TMF)	
2.4.1 열적 - 기계적 피로의 개요	16
2.4.2 열적 - 기계적 특성	16
제 3 장. 실험 방법	
3.1 시편준비	19
3.2 열처리	20
3.3 TMF (Thermo-mechanical Fatigue)시험	23
제 4 장. 결과 및 고찰	
4.1 CMSX - 4 내열합금의 Thermo-mechanical fatigue (TMF) 거동	26
4.2 CMSX - 4 내열합금의 TMF 거동에 따른 미세조직 변화	34
제 5장. 결론	43
References	44

Thermo-mechanical fatigue properties of CMSX-4

Jong Soo Chae

Major of Materials Science and Engineering, The Graduate School,
Pukyong National University

Abstract

Cyclic deformation behavior of a single crystal Ni-based superalloy, CMSX-4 has been investigated during Thermo-mechanical fatigue (TMF). TMF cycle is defined as a condition where uniform temperature and strain fields over the specimen gage section are simultaneously varied and independently controlled. TMF of structural materials have been topics of intense research interest among materials scientists and engineers for over fifty years, and are subjects that continue to receive considerable attention. TMF testing plays an increasingly important role in the design, the reliability assessment and the life-cycle management of safety critical components used, for instance, for power generation, in the process industry and in aeronautical and automotive applications, with a view to increasing the fuel efficiency, safety and service intervals, while reducing production and material costs.

In this study, the CMSX-4 is Ni-based superalloy which will be used in gas turbine blades. Induction heating coil system utilized to operate at high temperature state. The TMF tests were conducted over a temperature range of 400-950°C. A simple triangular fully-reversed strain cycle with a mechanical strain range of $\pm 0.3\% \sim 0.6\%$ was imposed out of phase(OP) with the temperature cycle; i.e. the minimum temperature corresponds to the maximum tensile strain.

It was observed that as mechanical strain are increased more and more slip band deformation were increased as well. This result as mechanical strain are increased more and more TMF life were decreased as well.

It appears that large amount of slip band may cause a significant life reduction of TMF compare to LCF life.

제1장 서론

과학 기술의 현저한 발전과 더불어, 최근 각종 기계·구조물의 안전성이나 신뢰성의 확보에 관한 요구가 더욱 증가하고 있다. 또한 이들 기계·구조물의 사용 환경은 점점 가혹하게 되고 있다. 기계·구조물에 작용하는 외력이나 부재의 강도는 확정적으로 변동하는 것과 정보가 부족하여 명확히 조건을 부여하는 것이 불가능한 경우가 있을 수 있다. 때로는 이들 모두가 공관여하기 때문이다. 따라서 이러한 기계·구조물의 안전 설계나 신뢰성 해석 평가 등에 있어서는 외력과 부재의 강도 분포 특성을 정량적으로 명확히 하는 것이 기본적으로 중요하다.[1]

Ni기 초내열 합금은 SUPERALLOY란 이름에서도 알 수 있듯이 일반 구조재료가 견디기 어려운 극심한 환경에서 사용되는 고성능 합금이다[2]. 특히 Ni기 단결정 초합금은 고온에서의 뛰어난 creep 특성으로 인해 산업용 가스터빈엔진이나 항공용 가스터빈엔진에서 가장 고온, 고응력에 많이 노출되는 터빈블레이드나 베인에 사용된다[3,4].

Ni기 단결정 초내열합금은 일반적으로 Ni, Co와 Cr을 주합금 원소로 하고 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 을 첨가하여 γ 기지와 정합을 이루는 면심입방 구조의 γ' 상을 석출시켜 강도를 얻는다. 일반적으로 구조용 초내열 합금들은 40~65vol% 정도의 γ' 상을 포함하고 있으며, γ' 상의 용체화 처리 온도가 높고 용체화 처리 구간이 좁아 소성가공에 의한 부품의 성형이 불가능하여 진공정밀주조에 의해 부품을 제조한다.[5] 많은 연구에서 초내열합금의 매력적인 특성보다 본질적인 미세구조에 대한 해석이 지적되어져 왔다. 가스터빈엔진의 가동주기 동안 열의 영향을 받는 부분은 다양한 종류의 외력을 받는다. 이 경우 재료는 가스터빈 엔진에 의한 Start-up과 Shut-down의 반복 및 소재 내·외부의 온도편차 등으로 인하여 기계적 응력과 온도 변화에 의한 열응력이 복합적으로 작용하여 점차적으로 파손이 발생한다.

이러한 현상은 열적-기계적 피로 (Thermo-mechanical fatigue, TMF)현상으로 정의되어 있고, 일정한 온도에서 반복적인 기계적 응력이 가하여 지는 고온 저주기 피로와는 다른 거동을 하는 것으로 알려져 있다. 오늘날 TMF파단은 가장 흥미로운 현상으로 학계에 보고되고 있다. 신뢰성과 내구성을 위한 설계에 있어서의 수명기준과 TMF파단공정을 이해하기 위해 많은 노력이 있어왔다.

가장 오래되고 일반적인 방법으로는 저주기 피로 (Low cycle fatigue, LCF)수명과 비교를 통해서 TMF 수명을 예측하는 것이었고 이는 다결정 재료의 경우에 성공적인 효과를 거두었다[6,7]. 하지만 이번 연구에서 다룬 단결정 superalloy의 경우 TMF거동에서 이전까지와는 다른 거동을 나타내기에 저주기 피로와의 비교분석으로 수명을 예측하기가 어렵다. 예를 들어 TMF파단수명에서 out-of-phase (OP)로 실험 하였을 경우 예상했던 것 보다 훨씬 더 낮은 수명이 나타난다[8]. 물론 LCF 파단수명에서도 strain ratio의 효과는 예측하기 힘든 부분이다[9].

대체로 이러한 superalloy의 특이한 특성들은 γ/γ' 혼합미세구조와 연관이 있을 수 있다. 하지만 아직 합리적인 설명을 제공하기 위한 어떠한 정량적 모델도 확립되지 않았다[3,4,8,10,11].

본 실험에서는 Ni계 단결정 superalloy CMSX-4의 TMF 실험을 하여 TMF거동과 그 미세구조를 관찰하고 분석하였다.



제2장 이론적 배경

2.1 Ni기 초내열합금

2.1.1 Ni기 초내열합금의 개요

초내열합금 (superalloy)은 고온에서 높은 강도를 유지할 수 있는 고온 내열합금이다. 이 복잡한 합금은 또한 내식성과 내 산화성이 좋으며 고온에서의 크리프(creep) 및 파열(rupture)에 대한 내성이 특출하다. 일반적으로 초내열합금에는 Ni기, Ni-Fe기 및 Co기의 주된 3종이 있다. 초기의 석출경화형 Ni기 초내열합금은 Nimonic 80 인데 1941년 영국에서 개발되었다. 본질적으로 이 합금은 Ni-20% Cr 고용체이며 $Ni_3(Al, Ti)$ 석출물을 만들기 위하여 2.25% Ti와 1% Al을 함유하고 있었다. 시일이 경과함에 따라 이 합금에 Mo, Co, Nb, Zr, B, Fe 및 기타원소를 첨가하여 그 성능이 개선되었다. 현재는 약 100종의 단련용 및 주조용 Ni기 초내열합금이 있다. 초내열합금을 제일 많이 사용하는 분야는 항공기용 및 가스 터빈용 재료이다. 그러나 우주항공성, 로켓 엔진, 실험용 항공기, 원자로, 잠수함, 화력발전기, 정유화학 장치 및 기타 고온용도에도 사용되고 있다. 1944년에서 1966년까지 870℃에서 10,000시간 사용하고 결함이 생기게 하는 응력의 크기를 3.5kg/mm²에서 21kg/mm²로 상승시켰다. 이와 같은 향상을 보게 된 것은 고용강화 및 석출경화를 증가시키고 또한 적당한 탄화물의 분포를 얻게 되었기 때문이다. Ni기 초내열합금에 존재하는 주요한 상은 γ 상(FCC 오스테나이트의 연속적인 소지), γ' 상(주된 석출상), 탄화물(주로 $M_{23}C_6$ 및 MC)이 있다. Ni기 초내열합금의 개발기간(1940-1970년) 중 미세조직의 변화에 다음과 같은 경향이 있음을 관찰하였다.

- γ' 의 체적분율이 증가한다.
- γ' 의 치수가 처음에는 커지나 나중에는 약 1 μ m정도로 일정하게 된다.
- γ' 는 더욱 입방정으로 된다.
- 미세한 2차결정인 γ' 가 분리하여 석출한다.

γ 상은 Ni기 초내열합금의 연속적인 소지를 이루고 있으며 Cr, Mo, W, Co, Fe, Ti, Al과 같은 합금원소를 첨가하여 강화시킬 수 있다. 이러한 원소는 원자지름이 Ni과는 1~13% 차이가 있다. 석출경화를 일으키는 Al은 또한 강력한 고용강화제이며 W, Mo, Cr도 또한 강력한 고용강화제이다. 원자 크기 인자(atomic-size factor) 이외에도 주기율표에서 원소의 위치가 고용강화에 영향을 미친다. 전자공공(electron hole)의 수가 증가하면 적층결함(stack fault) 에너지를 감소시키게 되므로 교차슬립(cross slip)이 더욱 일어나기 어렵게 된다. 고온 크리프(creep) 온도범위인 0.6 T_m 이상인 온도에서 강화현상은 확산의존성이다. 이러한 합금에서는 확산이 느린 Mo 및 W이 고온크리프를 감소시키는데 가장 좋은 원소이다. Co는 부분전위(partial

dislocation) 사이의 적층결함에너지를 감소시켜 교차슬립이 더욱 어렵게 되므로 합금의 고온안정성을 증가시킨다.

γ' 상은 오스테나이트 Ni기 합금을 석출경화처리하면 석출시킬 수 있다. 고Ni 소지에 석출되는 γ' 상은 FCC인 A_3B 형 화합물이다. A는 비교적 음전성(electronegative)원소인 Ni, Co 및 Fe로 이루어지며, B는 Al, Ti 또는 Nb과 같은 양전성(electronegative)원소로 된다. Ni기 초내열합금에서 전형적인 γ' 상은 $Ni_3(Al, Ti)$ 이지만 Co를 첨가하면 약간 Ni이 대체되어 $(Ni, Co)_3(Al, Ti)$ 와 같이 될 수 있다. Ni원자는 그 3d 전자각상태 때문에 비교적 압축이 안 되므로 고 Ni 고지는 γ 와 0.1%밖에 배열이 틀리지 않게 γ' 석출물이 석출된다. 따라서 γ' 는 균질하게 생성하며 계면에너지가 낮고 매우 오랫동안 안정성을 유지한다. γ 와 γ' 의 정합성(coherency)은 정방성왜틀림(tetragonal distortion)에 의해 유지된다. $Ni_3(Al, Ti)$ 인 γ' 는 장범위규칙(long-range order)을 띠고 있으므로 전단에 의하여 초격자(super lattice) 및 역상계(antiphase boundary)결함이 일어난다[12]. 따라서 $\gamma-\gamma'$ 합금에서 전위의 상호작용에 의해서 강화가 일어난다. 온도가 높아지는 데 따라서 $Ni_3(Al, Ti)$ 의 규칙도(degree of order)가 증가하므로, γ' 의 체적분율이 큰 합금은 약 800°C까지 온도증가와 더불어 강도가 상당히 증가한다. γ/γ' 부정합(mismatch)의 정도에 따라서 γ' 입자의 모양이 달라진다. 부정합의 정도가 적을 때 ($\sim 0.05\%$)는 γ' 입자는 구형으로 된다. 부정합의 정도가 1.25% 이상되면 γ' 반정합판(semicoherent plate)으로 된다. Ni기 초내열합금의 탄소함량은 단련합금의 경우 0.02%~0.2%범위이고 주조합금의 경우 약 0.6%이하이다. 금속탄화물은 결정립계와 결정립 안에 형성된다.

탄화물은 합금 소지보다 단단하고 취약하므로 결정립계를 따라서 탄화물이 분포되면 Ni기 내열합금의 고온강도, 연성 및 크리프 성질에 영향을 미친다. 따라서 결정립계에 석출하는 탄화물의 양과 분포상태가 가장 알맞아야 한다. 만일 결정립계에 탄화물이 없으면 공공(void)이 고온변형할 때 서로 유착되어 입계 슬라이딩(sliding)이 지나치게 일어나게 된다. 한편 결정립계를 따라서 탄화물이 연속된 사슬같이 펼쳐져 있게 되면 연속적인 파괴경로를 마련하게 되어 내충격성이 나빠진다. 따라서 입계 슬라이딩이 방해되므로 지나친 응력이 생기며 파괴가 빨리 일어나게 된다. 입계에 불연속된 사슬 모양의 탄화물이 가장 바람직한 상태다.

이러한 상태의 탄화물은 입계분열을 억제하는 동시에 입계 부근에서의 변형에 의한 연성도 제한을 안받는다.

Fig 2.1에 지난 40년간 초내열합금의 발달 과정을 나타내었다.

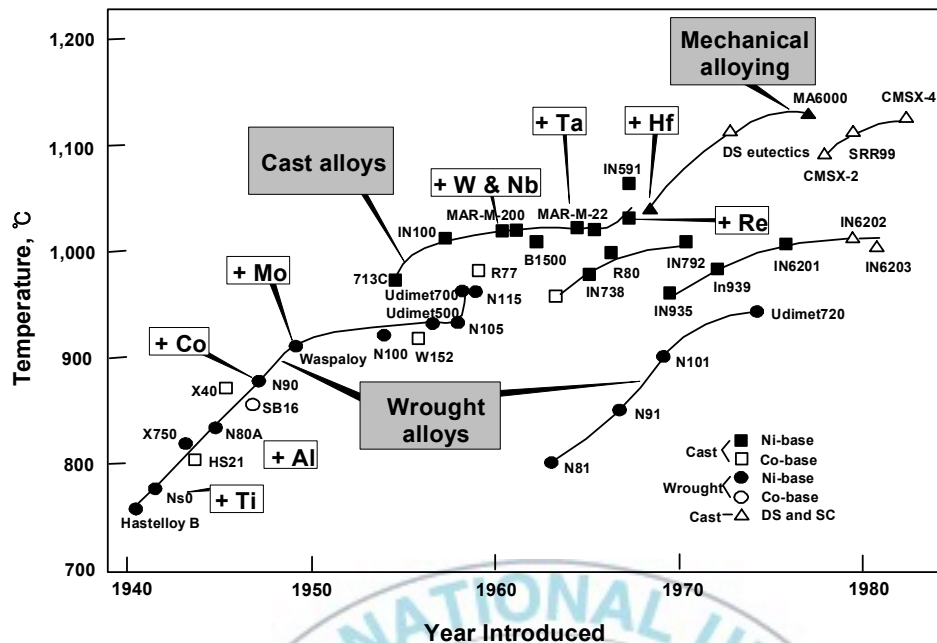


Fig.2.1 Progress in the temperature capability of superalloys in the last 40 years[13].

2.1.2 제2세대 Ni기 단결정 초내열합금

일련의 단결정 초내열합금 합금개발 연구에 의해 Re를 첨가하면 단결정 합금의 크리프강도가 상당히 증가함이 발견되었다. 그 원인은 첫째, Re이 γ' 의 조대화 속도를 현저하게 감소시키며, 둘째, $\gamma-\gamma'$ 의 격자불일치(misfit)를 크게 음의 값으로 만드는데에 기인하는 것으로 알려졌다[14]. 이때까지의 연구에 의해 $\gamma-\gamma'$ 의 격자불일치가 음의 값을 가지면 고온크리프 시 γ' 의 형상이 응력축에 수직으로 늘어나는 rafting 현상이 발생하며 이는 다시 크리스 수명 연장에 기여한다고 알려져 있었다[15]. 실제 단결정 합금에 Re를 3wt% 첨가했을 경우 약 30°C의 온도 수용성 향상을 달성했는데[16], 최초로 Re이 첨가된 이 합금들은 제 2세대 단결정 합금군으로 분류되며 대표적인 예는 PWA1484[17], ReneN5[18], SC180[19], CMSX-4[20], SMP14[21]등을 들 수 있다. 이들의 조성을 표1에 정리 하였다.

제2세대 단결정 합금의 주요 논점은 미세구조 안정성, 즉, 고온에서 장시간 노출되었을 경우 σ , μ , P 상과 같은 TCP상들의 형성 경향이 커진다는 점이였다. TCP상의 존재는 단결정합금인 IN100에서 밝혀진 바와 같이 연성, 충격강도, 크리프 강도 등의 기계적 특성에 나쁜 영향을 미칠 수 있다[22]. 일반적으로 Re, Mo, W등의 내화 원소들의 함량이 많아졌을 경우 TCP 상의 석출경향이 다소 증가하게 된다. Harris 등의 연구에 의하면 하나의 제 2세대 단결정합금에서 적어도 세가지 TCP상들이 공

존할 수 있으며 이 상들에는 모두 Re과 Cr의 함량이 높게 나타났다[23]. 하지만 단결정합금에서 TCP상들이 기계적 특성에 직접적인 영향을 미친다는 증거는 없으며, 해로운 효과는 주로 고용강화의 역할을 하는 기지의 내화원소들을 고갈시키는 작용에 기인한다고 알려졌다.

이러한 상 안정성을 고려하여 제 2세대 단결정 합금에서는 Cr의 함량을 5~7wt% 정도로 낮추었으며, Mo의 함량도 2wt% 이하로 제한하게 되었다. Re을 포함하는 단결정 합금의 또 하나의 잠재적 문제점은 Freckle현상이다. Freckle은 단결정 부품의 표면에 미세한 입자들이 그룹을 지어 형성되는 것으로 단결정 부품에서 허용될 수 없는 심각한 구조결함으로 알려져 있다. Freckle의 형성원인은 주조시 수지상간 영역에서 액상의 밀도가 낮아지면 액상의 유동이 발생할 수 있는데, 이로 인해 수지상가지가 파손되어 새로운 입자들을 핵생성시키는 것이라고 알려져 있다. Freckle 결함의 형성가능성은 액상의 밀도를 높여주는 Ta 원소의 함량 증가에 의해 억제할 수 있으며, 따라서 주요한 제 2세대 단결정 합금들은 모두 Ta의 함량이 6% 이상으로 높게 설계되어 있음을 Table 2.1에서 볼수 있다[24].

Alloy	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	Density (g/cm ³)	Country	Company or Institute
CMSX-4	6.5	9	0.6	3	6	5.6	1	6.5	—	0.1	8.7	미 국	C-M
PWA 1484	5	10	2	3	6	5.6	—	8.7	—	0.1	8.95	미 국	P&W
Rene N5	7	8	2	3	5	6.2	—	7	—	0.2	8.7	미 국	GE
SC 180	5	10	2	3	5	5.2	1	8.5	—	0.1	8.84	미 국	
SMP 14	4.8	8.1	1	3.9	7.6	5.4	—	7.2	1.4	—	9.02	남아공	
M C 2	8	5	2	—	8	5	1.5	6	—	—	8.63	프랑스	ONERA

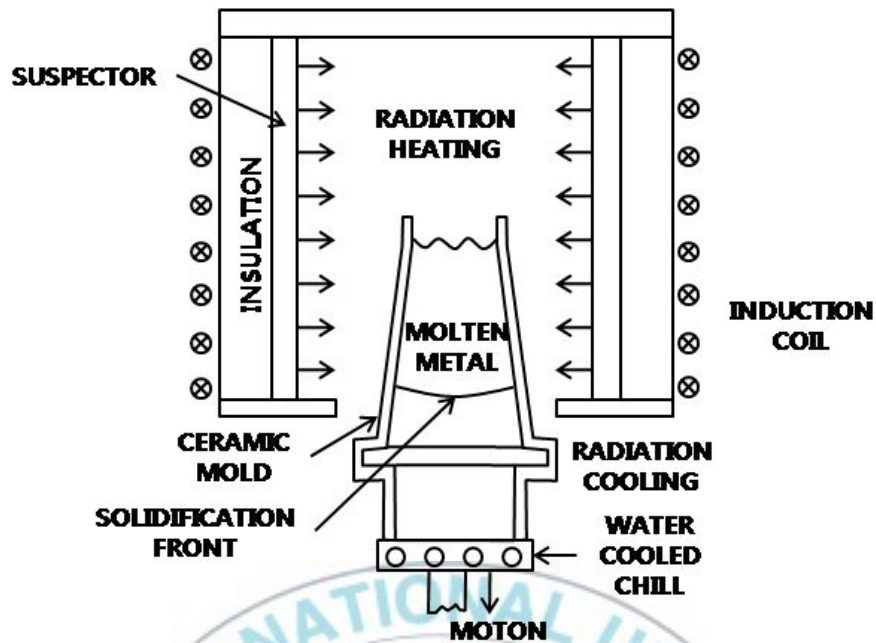
Table 2.5 제 2세대 단결정 Ni기 초내열합금의 화학조성(wt%)

2.2 단결정합금

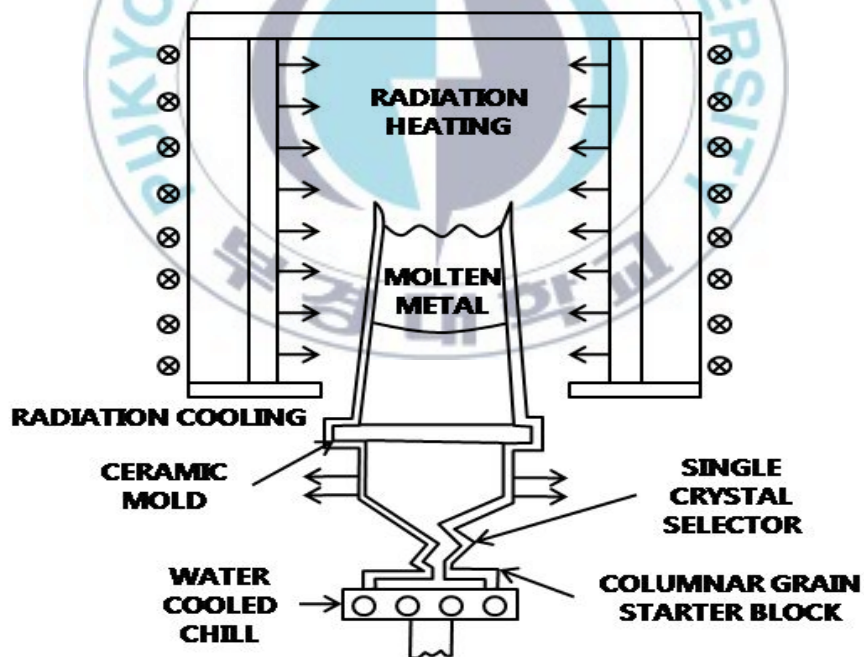
단결정 응고는 방향성응고에 의한 주상정의 소재 제조기술이 개발된 이래 1969년 고성능 항공기 터빈 블레이드에 방향성 응고된 소재가 사용되기 시작하면서 시작되었다[25].

2.2.1 단결정 제조의 기본 원리

가스터빈의 성능 향상을 위해 터빈 블레이드의 보다 높은 강도, 연성, 열피로 저항성을 얻기 위해 진공 주조법에서 방향성 주조법으로 공정개발이 병행되어 졌다. 방향성 응고법은 충분한 용탕온도(Superheated Melt)와 주형(Mold)의 길이 방향으로 충분한 온도구배를 갖기 위한 가열에 의해 만족되어 질 수 있다. 단결정은 근본적으로 주상정(Columar Grain)응고와 동일한 방법과 동일한 장비에서 성장되는 것으로 주된 차이점은 응고과정 중 결정 Selector에 의해 원하는 부분에 한 개의 결정립(Grain)만 성장되게 하는 것이다[26]. 이를 Fig 2.2에 나타내었다. 응고 진행중 고상선과 액상선(Solidus and Liquidus)의 등온성은 로 Baffle 주위에서 거의 수평으로 유지되어야 새로운 결정의 핵생성을 방지할 수 있다. 이와 같이 단결정 제조 기술은 주상정 제조기술과 거의 동일하고 같은 진공로를 이용하나 가장 큰 차이점은 온도구배가 높다는 점이다.



[a] COLUMNAR GRAIN CASTING PROCESS



[b] SINGLE CRYSTAL CASTING PROCESS

Fig.2.2 Schematic drawing of directional solidification process for (a) columnar-grained and (b) single crystal turbine blade

2.2.2 단결정 응고시 미세조직

단결정 응고는 방향성응고에서 여러 개의 결정립이 성장하는 것을 결정 선택 (crystal selector)에 의한 1개의 결정을 일방향으로 성장시키는 것으로 방향성응고와 동일한 개념으로 적용할 수 있다. 따라서 방향성응고 시 응고조건에 따른 미세조직변화와 동일하게 고려할 수 있다. 평면형계면응고(plan front solidification)는 열흐름 조건을 만족시키기 위해 충분한 용해열을 공급할 정도로 응고계면에 수직한 액체를 통해 용질의 확산 흐름이 커야 한다. 예를 들어 응고 속도가 클 경우 방사상의 흐름이 열 보존조건을 만족시키기 위해 필요한 부수적인 응고가 수반되기 때문에 길이 방향의 성분을 보충해 준다. 이런 이유 때문에 cell 및 dendrite 조직이 형성된다. 반면 응고속도가 작은 경우 응고계면은 거의 평활하나 인출속도가 증가함에 따라 가지를 갖는 긴 고상의 주상조직이 용탕쪽을 향한다.

$$\frac{G_L}{V_I} \geq - \frac{m_L C_0 (1-k)}{k D_L} = \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2.1)$$

식 (2.1)은 평면형계면 구간의 안정화를 위한 조건을 나타내었다[27,28]. 식 (2.1)에서의 $\frac{G_L}{V_I}$ 가 임계값으로부터 점차 벗어남에 따라 미세조직도도 점점 변화 하는데 이를 Fig.2.3에 나타내었다. 특징을 보면 다음과 같다.

(a)평면형 계면

(b)열흐름 방향에 평행한 원통형 cell을 갖는 cellular

(c)성장하기 쉬운 결정방위에 평행한 원통형에 가까운 cell을 갖는 cellular

(d)Flanged cell을 갖는 cellular/dendrite로써 결정방위에 평행하게 Maltese cross 모양의 단면을 갖는다.

(e)cellular/dendrite 구조의 flange가 secondary 또는 tertiary arm을 형성하기 위하여 파손된 형태의 dendrite

(f)방향성이 없는 등축정(equiaxed grain)

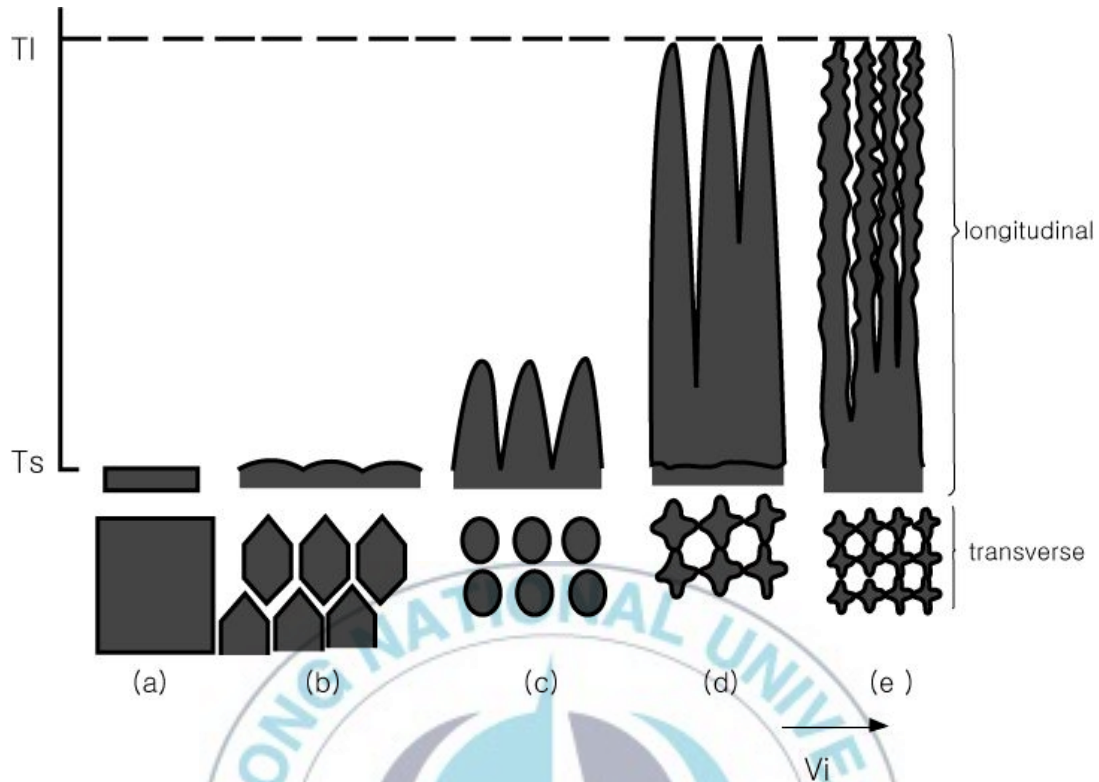


Fig.2.3 Schematic illustration of the changing shape of the solidifying front with increasing V_1 for a constant G_L as the range of constitutional supercooling extends to the equilibrium melting range of the alloy.

2.3저주기 피로 (Low-cycle Fatigue)

2.3.1저주기 피로의 개요

역사적으로 볼 때 피로에 관한 연구는 주로 10^4 사이클 이상의 반복 하중을 받을 경우의 파괴에 대한 연구였으나, 최근에는 비교적 높은 반복 하중하에서 짧은 수명을 나타내는 공학적인 파괴 현상에 대한 관심도가 증가하고 있다[29]. 이러한 형태의 피로 파괴 현상은 특히 핵발전소의 압력 용기, 증기 터빈 등 발전소의 여러 형태의 구조물 설계시 반드시 고려되어야 한다. 저주기 피로 조건은 흔히 열에 의한 반복 응력에 의해서 발생된다[30]. 열응력은 재료의 열팽창에 의해서 발생되므로, 이 때 피로 조건도 반복 응력보다는 반복 변형률 조건이 된다[31]. 고주기 피로와는 달리 저주기 피로와 관련되는 응력은 상대적으로 크기 때문에 저주기 피로는 일반적으로 변형률과 이에 따른 수명을 관련짓는 것이 주된 목적이라고 할 수 있다.

2.3.2 반복적인 응력-변형률 거동 (Cyclic Stress-Strain Curve, CSSC)

반복응력-변형률 선도(CSSC)는 다양한 변형률에서 천이 거동이 끝난 후의 응력진폭을 그 때의 변형률과 연관지어 소재의 반복 거동에 대한 특성을 나타내는 척도이다. CSSC는 인장에서의 CSSC는 인장에서의 power law와 비슷하게 식 (2.2)로 표현되는데

$$\sigma_a = K' \left(\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.2)$$

여기서 σ_a 는 응력 범위 $\Delta \varepsilon_p$ 는 소성 변형률 범위, K' 은 반복 강도 계수, n' 은 반복 변형률 경화 지수를 나타낸다. 대부분의 금속 소재 n' 은 0.1~0.25의 값을 가진다고 알려져 있다. Fig. 2.4는 안정한 hysteresis loop의 tip을 연결한 cyclic stress-strain curve를 보여준다.

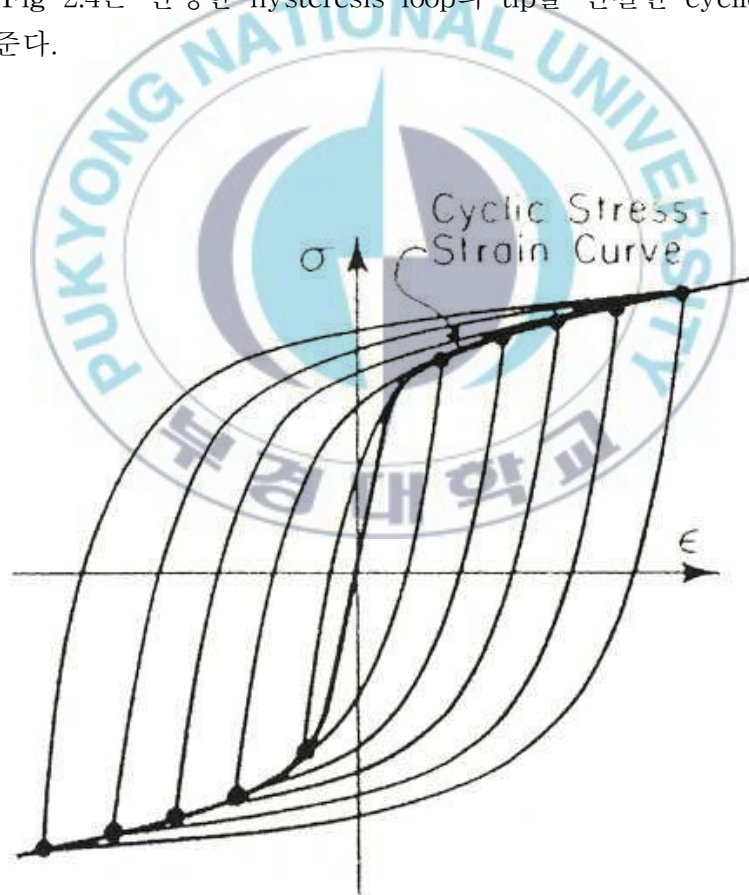


Fig.2.4 Cyclic stress-strain curve

2.3.3 천이 거동- 반복 변형률 경화와 연화 (Cyclic Strain Hardening & Softening)

금속의 응력-변형률 거동은 종종 반복하중으로 인하여 변화한다. 금속의 초기 조건 (담금질과 뜨임 또는 풀림)과 시험조건에 따라 금속은 다음과 같이 거동한다.

- ①반복적으로 경화
- ②반복적으로 연화
- ③반복적으로 안정화
- ④복합거동 (변형률 범위에 따라 연화 또는 경화)

Fig2.5b는 변형률 제어로 하중을 가한 재료의 응력에 대한 반응을 보여준다. Fig2.5c는 처음 두 사이클에 대한 hysteresis loop를 보여준다. Fig 2.5에 나타난 것처럼 최대응력은 변형률의 각 사이클과 더불어 증가하며, 이것을 변형률경화라 한다. 반대로 최대응력이 변형률의 반복과 더불어 감소하면 Fig 2.6에서 보여주는 것처럼 변형률연화가 발생한다. 재료의 연화 또는 경화는 재료 전위구조의 안정성과 그 자체의 성질에 관련하여 나타난다. 일반적으로 연한 재료에서 초기의 전위밀도는 낮다. 그 밀도는 반복적인 소성변형으로 인한 반복적인 변형률경화 때문에 빠르게 증가한다. 경한 재료에서 변형률 반복은 전위를 재배열 시켜서 변형을 잘 견디지 못하며 재료는 반복적으로 연화한다. Manson은 단순하중하에서의 극한강도, σ_{ult} 대 항복강도 (0.2% offset), σ_y 의 비는 재료가 경화 또는 연화될지를 예상하는 데 사용할 수 있다는 것을 관찰했다. 만약 $\frac{\sigma_{ult}}{\sigma_y} > 1.4$ 이면 재료는 반복적으로 경화될

것이며 $\frac{\sigma_{ult}}{\sigma_y} < 1.2$ 이면 재료는 반복적으로 연화될 것이다. 1.2와 1.4사이의 비에 대하여는 반복적인 반응에서의 큰 변화는 기대되지 않으며 예측이 어렵다. 단순 하중 하에서 변형률경화지수 n 은 재료의 반복적인 거동을 예측하는 데 사용될 수 있다.

일반적으로, 만약 $n > 0.20$: 재료는 반복적으로 경화될 것이다. 또한 $n < 0.10$:재료는 반복적으로 연화될 것이다. 일반적으로 천이거동(변형률 경화 또는 연화)은 초기 피로수명 동안에만 일어난다. 이후에 재료는 반복적으로 안정한 상태에 도달한다. 이러한 안정된 상태는 대개 피로수명의 20%~40% 이후에 도달한다. 결과적으로 피로 성질은 주로 재료의 반응이 안정화되었을 때인 반수명(대개 전체 피로수명의 50%)에서 명확해진다.

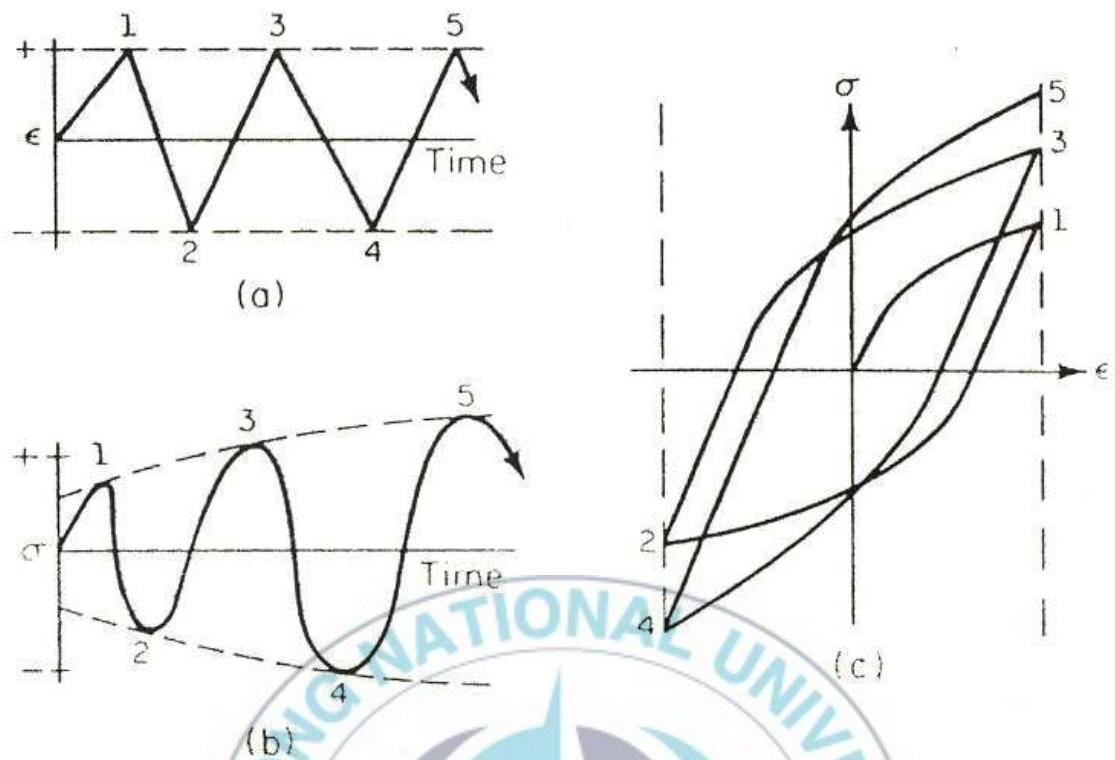


Fig.2.5 Cyclic hardening : (a)constant strain amplitude
(b)stress response (c)cyclic stress-strain response

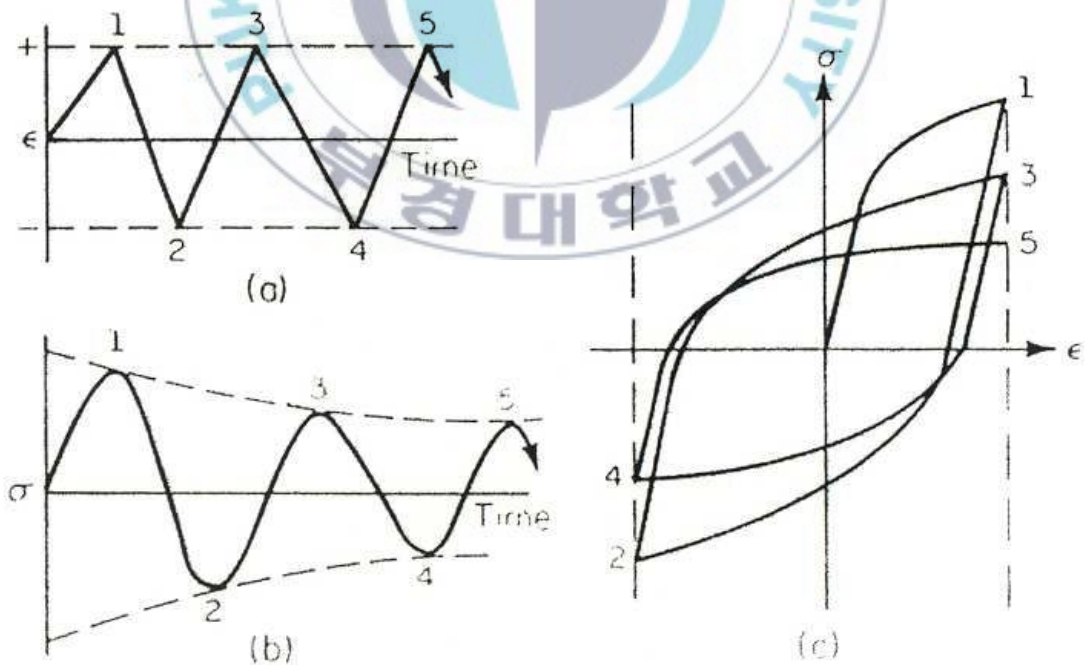


Fig.2.6 Cyclic softening : (a)constant strain amplitude
(b)stress response (c)cyclic stress-strain response

2.3.4 변형률 수명 곡선 (Strain-Life curve)

1910년 Basquin에 의해 제안된 응력과 수명간의 관계에 응력 대신에 응력 진폭을 사용하면 식(2.3)와 같이 표현된다.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (2.3)$$

$2N_f$ 는 파괴 시까지의 반복수(1반복수 = 1/2사이클, reversal to failure), σ_f' 은 피로강도 계수, b 는 피로강도 지수(Basquin의 지수)이다. 이후 1955년 Coffin과 Manson은 각각 열적 피로문제에 대하여 연구하여 소성변형률(Plastic strain)과 수명간의 관계를 식 (2.4)과 같은 power law 형태로 나타낼 수 있음을 알았다.

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (2.4)$$

여기서 $\frac{\varepsilon_p}{2}$ 는 소성변형률 진폭(plastic strain amplitude)이고 $2N_f$ 는 파괴까지의 반복수(1반복수=1/2사이클, reversal to failure), ε_f' 은 피로연성 계수(fatigue ductility coefficient), C 는 피로연성 지수(fatigue ductility exponent)이다. 또한 탄성변형률 진폭(elastic strain amplitude)에 대해서는 식 (2.5)로 나타낼 수 있고 위의 세 식을 종합하면

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma_a}{E} \quad (2.5)$$

$$\varepsilon_T = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (2.6)$$

이러한 변형률과 수명간의 관계를 나타내는 식 (2.6)를 얻을 수 있다. 이 식은 저주기 피로의 기본이 되는 식으로 Fig 2.7에 의해 그래프적으로 이해될 수 있다. 일반적으로 저주기 피로 수명 곡선은 소재의 강도나 경도에 따라서 기울기나 천이 수명(transition life)이 변화한다.

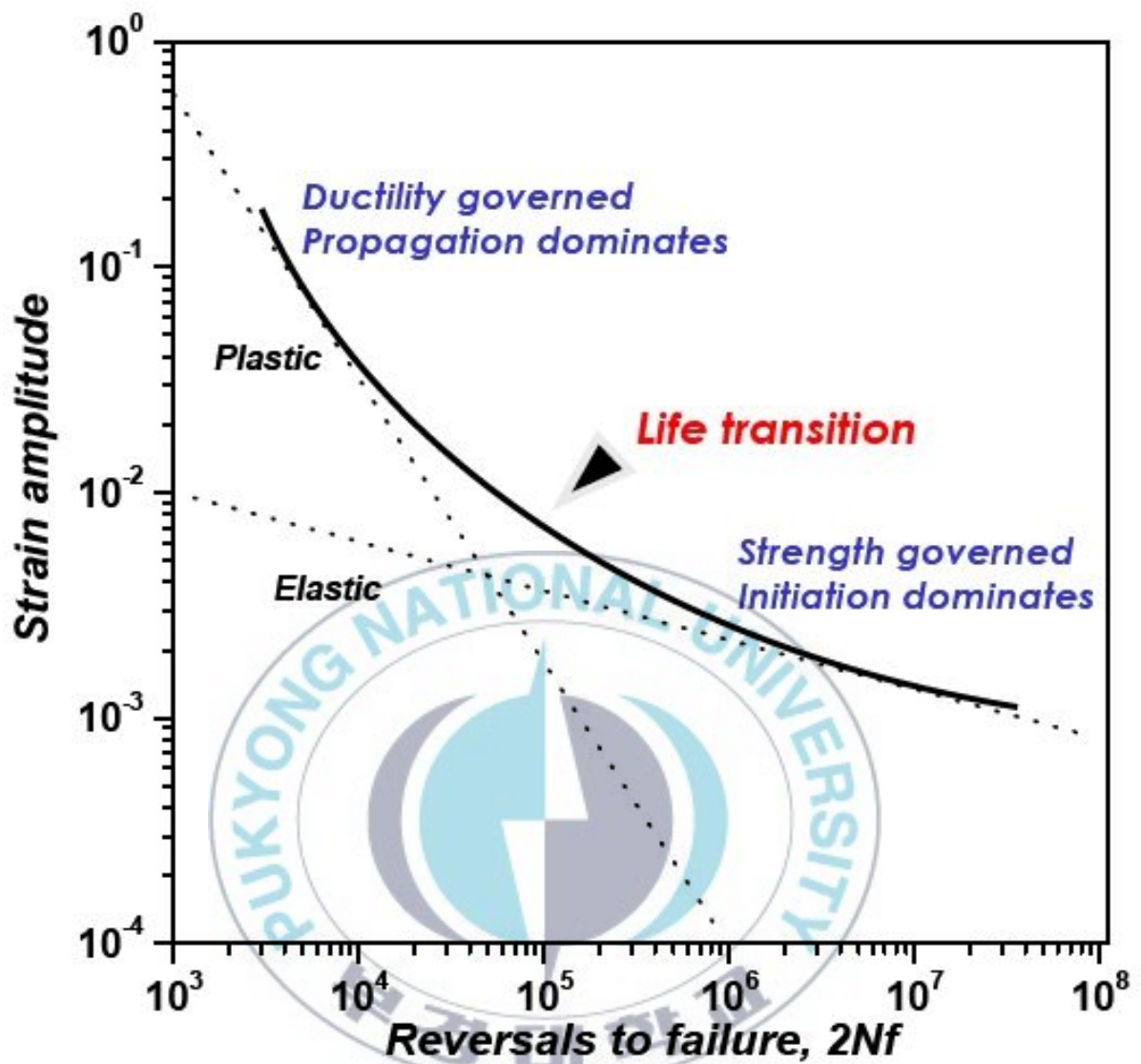


Fig.2.7 Strain-Life relationship

2.4 열적-기계적 피로(Thermo-mechanical Fatigue, TMF)

2.4.1 열적-기계적 피로의 개요

구조재료가 고온 환경에 노출되어질 때 온도 편차는 열응력과 변형을 일으키는 원인이 된다. 또한 crack의 발생과 성장, 최종 수명에도 영향을 준다. 이 현상은 보통 열-피로 (thermal-fatigue)에서 관찰된다. 이것은 등온·비등온 응력하에 각각의 온도 하에서 저주기 피로시험에서의 일반적인 문제의 원인이 된다고 알려져 있다[32].

보통의 경우 열적 변동의 주기적인 변화와 재료 구성성분의 상호 역제는 재료 구성성분의 형태에 조직적인 변화를 초래할 수 있고 이는 thermal ratchetting으로 언급된다. 만약에 그 형태의 변화가 허용할 수 있는 한계를 초과한다면 그 구성요소는 제거되어야 한다. 비 등온 환경하에서 열적균열과 ratchetting은 너무 이른 파단과 구성성분에 악영향을 끼치는 결과를 가져올 수 있고 이러한 대부분의 복잡한 상태는 열적-기계적 응력이 동시에 일어남으로 인해서 발생된다. 여러 가지 온도 환경하에서 발생하는 열적-기계적 응력의 상호작용은 재료의 형태변화와 균열을 발생시키며 Thermo-mechanical Fatigue(TMf)라고 알려져 있다.

2.4.2 열적-기계적 특성

열적-기계적 피로의 실험자료는 등온피로(isothermal fatigue)에 비하여 상대적으로 적다. 이는 열적-기계적 피로실험이 어렵고 비용이 많이 들기 때문이다. 따라서 재료의 열적-기계적 피로에서의 거동을 예측하기 위하여 IF하에서의 자료를 사용하기 위한 많은 연구가 진행되고 있다. 재료의 열적-기계적 피로수명은 열적-기계적 피로 온도 사이클의 최대온도에서 IF수명을 이용하여 부분적으로 예측할 수 있는 것으로 알려져 있다. IF 거동시 피로수명은 온도 및 소성 변형률이 증가할수록 감소하는 것을 알 수 있다. 고온에서의 피로수명은 주된 균열로 secondary crack의 합체, 공공 network의 형성, 공공 network의 결합과 그로 인한 균열의 발달, 균열의 입내 및 입계 전파의 혼합 및 결정립의 미끌림 등의 영향을 받는 것으로 알려져 있다. 열적-기계적 피로의 경우에 있어서는 위의 요인에 더하여 산화기구 등 다른 요인도 작용하는 것으로 알려져 있다. 또한 균열 침단이나 진행하는 균열면에서도 산화가 발생하여 기지 금속과의 열팽창계수의 차이로 인한 국부 변형을 야기시키고, 균열의 핵으로 작용하는 것으로 알려져 있다[33].

열적-기계적 피로연구에서의 실험은 변형량과 온도를 각각 독립적으로 제어한다. 그 결과 온도와 변형률 또는 응력 파형의 어떤 조합이라도 재료에 적용될 수 있다. 선택된 온도와 변형률 사이클의 같은 주기에서 각각 In-phase 또는 Out-of-phase thermomechanical 사이클을 Fig2.8과 Fig2.9에 나타내었다.

In-phase

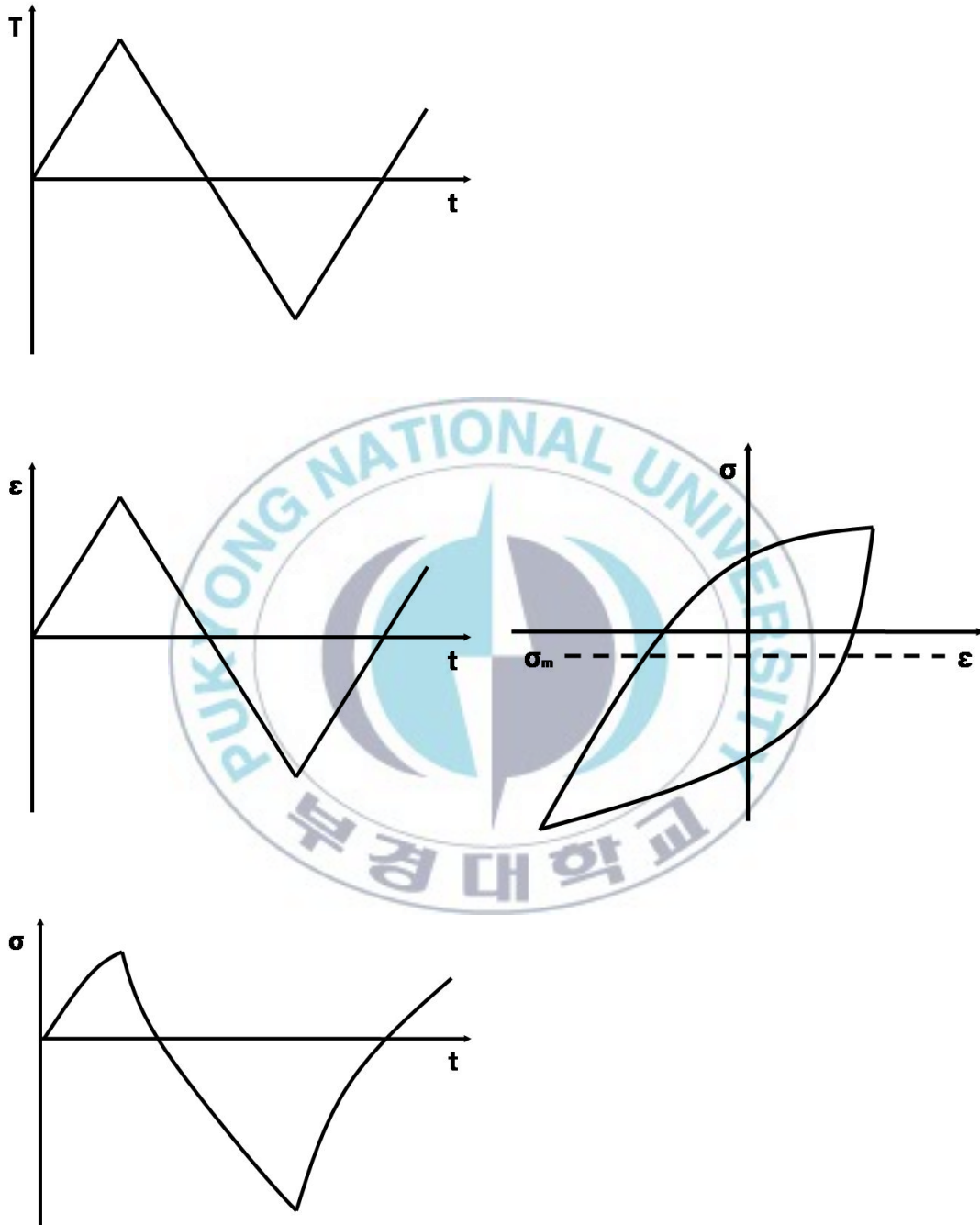


Fig.2.8 Waveforms of temperature, strain and stress, and the stress-strain diagram in thermomechanical fatigue loading. (a) In-phase

Out-of-phase

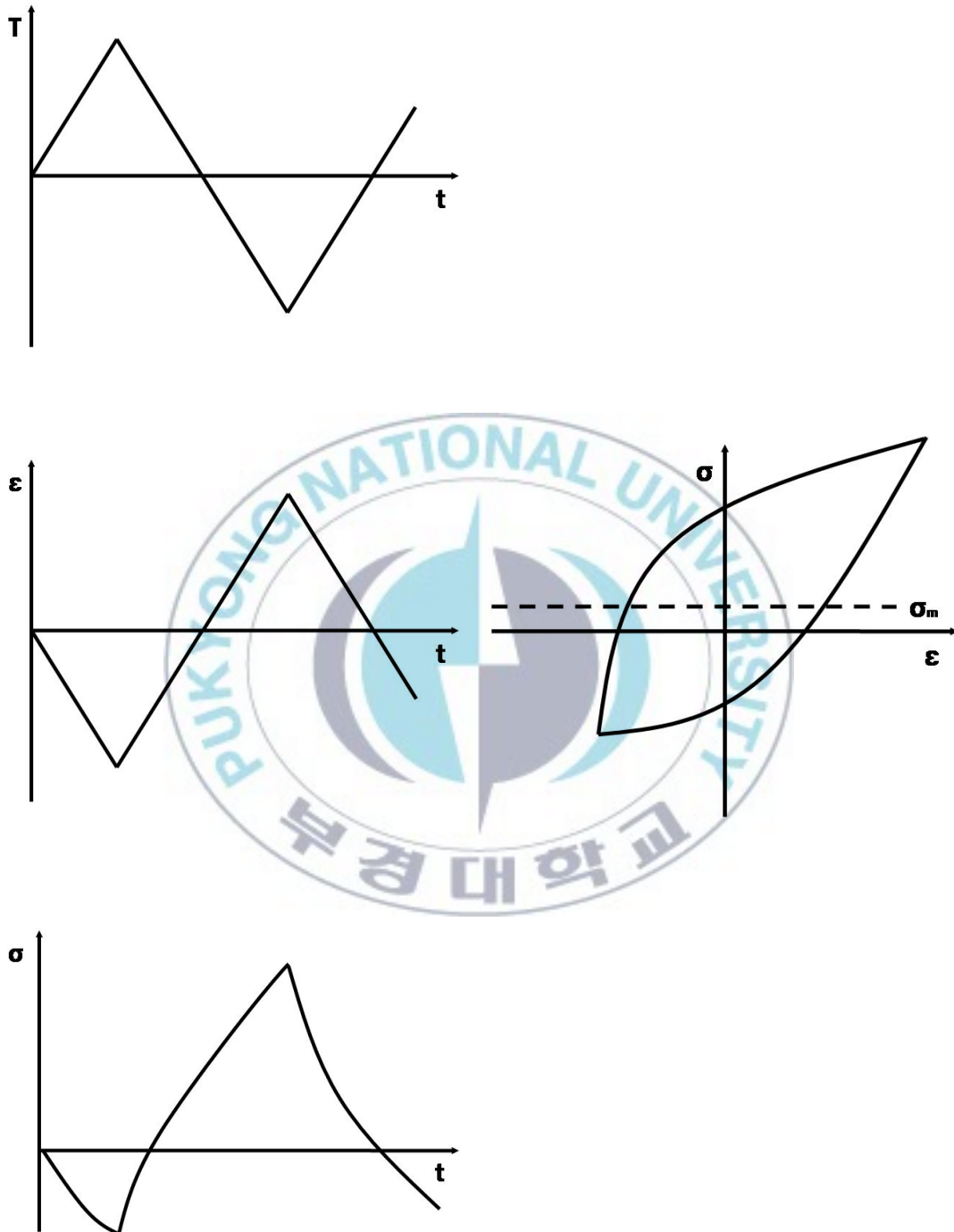


Fig.2.9 Waveforms of temperature, strain and stress, and the stress-strain diagram in thermomechanical fatigue loading. (b) Out-of-phase

제3장 실험 방법

3.1 시편 준비

본 연구에서는 미국의 Cannon-Muskegon사에서 전문적으로 생산하고 있는 CMSX-4 모합금을 Fig3.1에 나타낸 한국 기계연구원 부설 재료연구소(KIMS) 내열 재료그룹에서 보유한 독일 ALD사의 방향성 응고로 VIM(DS Vacuum Induction Melting Furnace)을 이용하여 단결정 주조 하였다. 모합금의 조성은 Table 3.1에 나타난 것처럼 3wt%의 Re를 함유한 2세대 Ni 베이스 합금이다. 주조된 시편을 Fig3.2에 나타내었다.

Table. 3.1. Chemical composition of the CMSX-4 used in this study (wt.%)

Elements	Cr	Co	Mo	W	Ti	Ta	Re	Hf	Al	Ni
wt%	6.4	9.7	0.6	6.4	1.0	6.5	2.9	0.1	5.7	BAL.

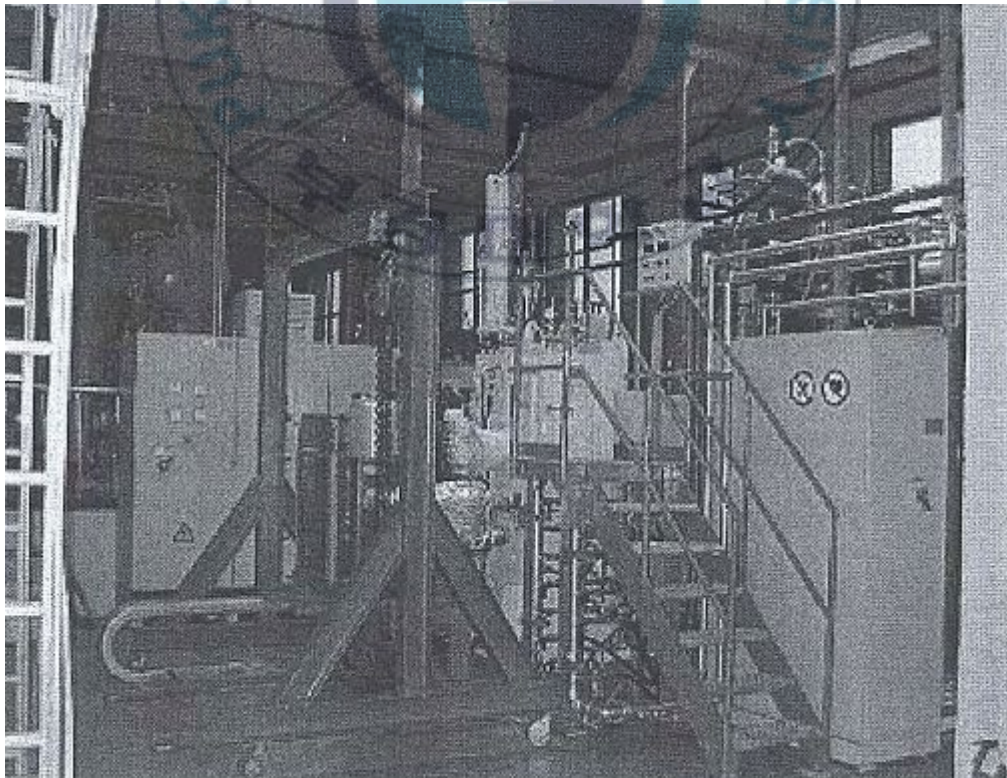


Fig.3.1 진공 방향성 응고로 VIM(DS Vacuum Induction Melting Furnace)

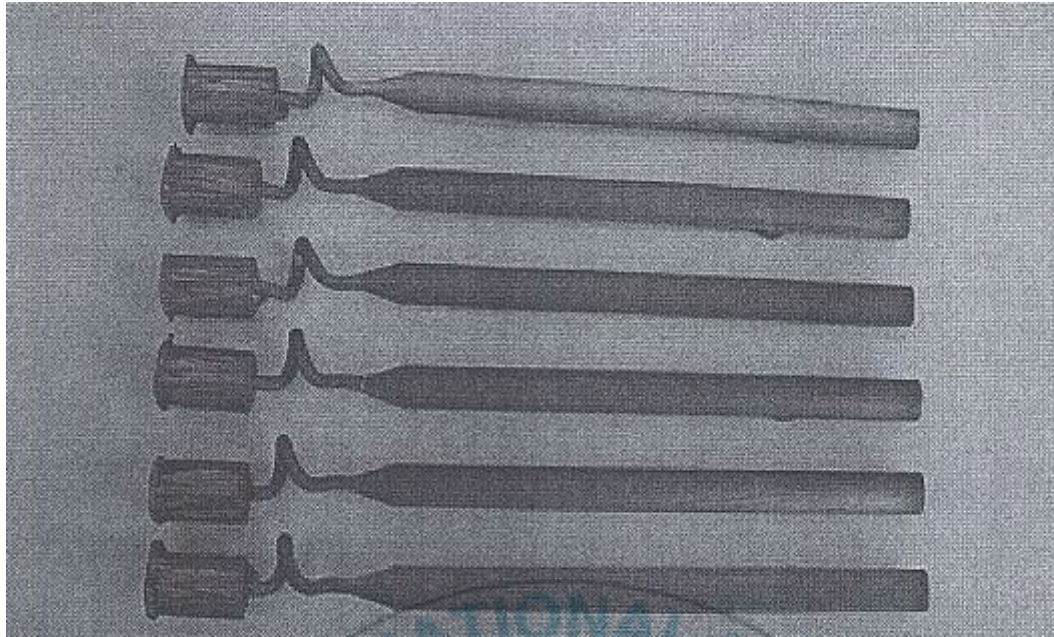


Fig.3.2 단결정 주조된 CMSX-4시편

3.2 열처리

VIM으로 진공주조된 CMSX-4 시편을 Fig3.3에 나타나 있는 급속냉각 진공 열처리로 (Gas Fan Quenchable Vacuum Heat Treatment Furnace)를 사용하여서 열처리하였다. 열처리 조건은 Ni베이스 단결정 초내열 합금에 일반적으로 적용되는 용체화 처리와 2단 시효처리과정으로 실험하였다. 용체화 처리과정의 경우 단결정시편의 표면 산화를 억제하기 위하여 진공분위기에서 진행되어야 한다. 또한 용체화 처리가 완료된 후에는 진공 분위기의 시편을 급냉시켜야 하므로 GFQ(gas fan quenching)을 적용하였다. 열처리 조건을 Fig 3.4에 나타내었다.

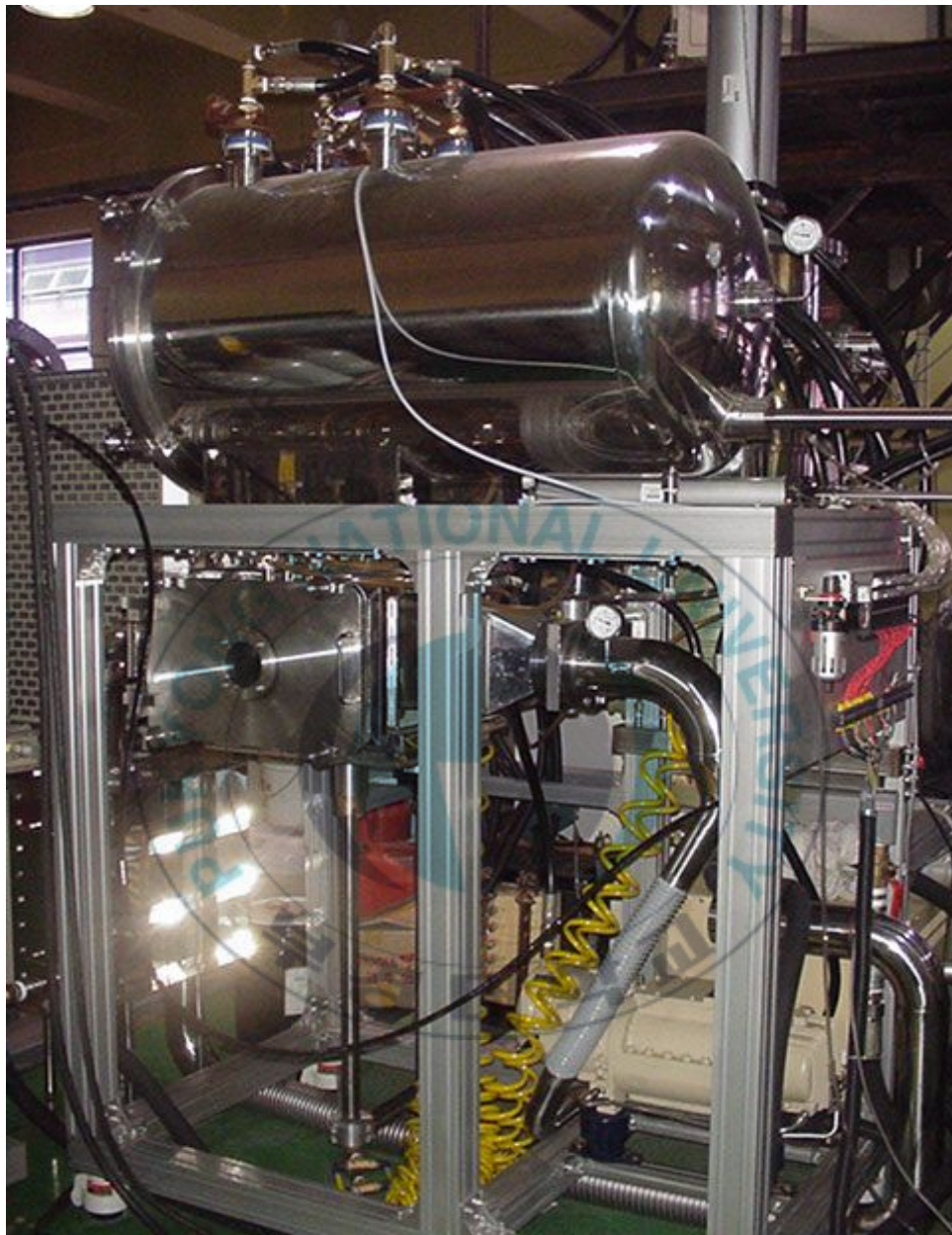
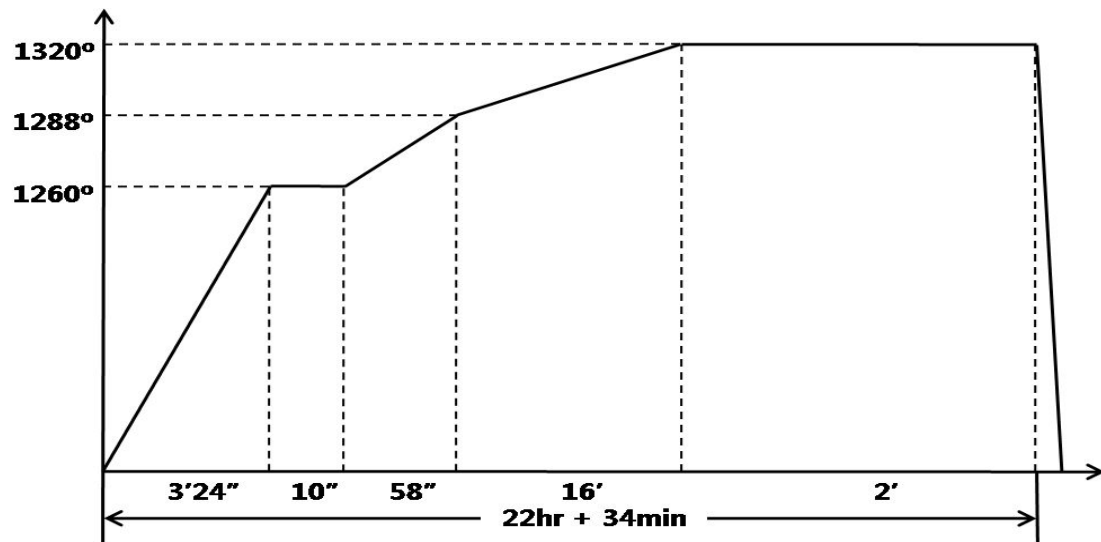
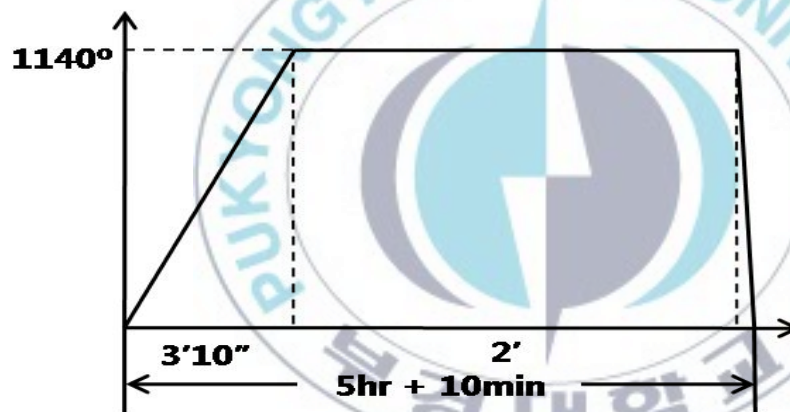


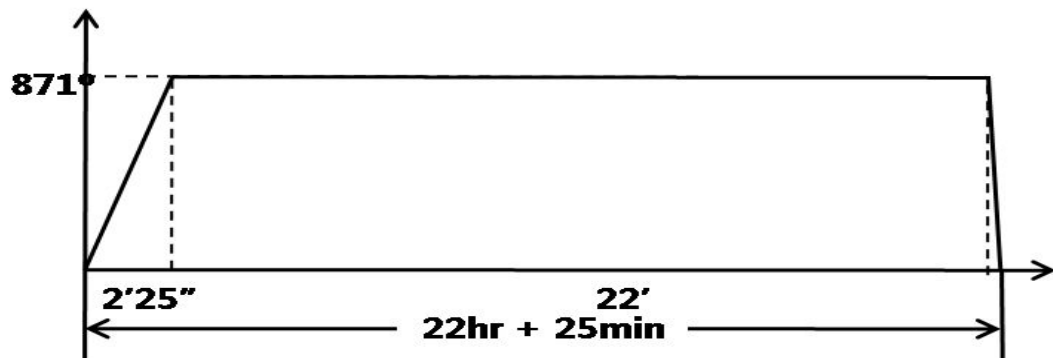
Fig. 33 급속냉각 진공 열처리로 (Gas Fan Quenchable Vacuum Heat Treatment Furnace)



(a) Solution treatment



(b) 1st aging



(c) 2nd aging

Fig. 3.4 Heat treatment condition for CMSX-4

3.3 TMF (Thermo-mechanical Fatigue)시험

TMF시험은 기계식 INSTRON 8861(capacity:±35KN)을 사용하여 수행하였으며, 시험은 Strain-controlled mode하에서 실험 하였다. 시편의 규격은 gauge length 12.5mm, diameter 5mm의 봉상을 사용하였다. 피로시험은 시편의 표면에 영향을 많이 받기 때문에 이에 대한 영향을 최소화하기 위하여 #200-#2000 abrasive paper를 사용하여 표면 연마 후 시험하였다. 가열은 전기유도코일을 이용하였으며 냉각은 그림 부 옆 부분에 있는 에어건을 사용하였으며 열전대(thermocouple)는 시편의 상부와 중앙에 각각 spot welding하여 고정시켰다. 유압그립(hydraulic grip)으로 시편을 고정하고 strain gauge을 이용하여 meachanical strain을 측정하였고 이를 Fig3.5에 나타내었다. TMF실험은 대기 중에서 수행하였으며 부가적인 분위기 제어는 사용하지 않았다. 실험은 OP(out-of-phase) mode로 400℃부터 950℃온도구간에서 meachanical strain을 각각 ±0.3%, 0.4%, 0.55% (R ratio:-1)로 하였고Triangular파형으로 $\frac{1}{180}$ HZ의 주파수로 수행 하였다 (그림3.6참조). TMF실험은 TMF software를 사용하여 Heat control box와 기계식 INSTRON 8861에 신호를 보내 실험을 수행하였고 이를 Fig 3.7에 나타내었다. 실험은 10번째 cycle의 Load값의 50%가 되거나 total strain이 2%를 초과하면 종료 되도록 setting하였고 실험 종료 후 미세조직변화와 파단면을 광학현미경(Optical Microscope)과 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope)을 이용하여 관찰하였다.

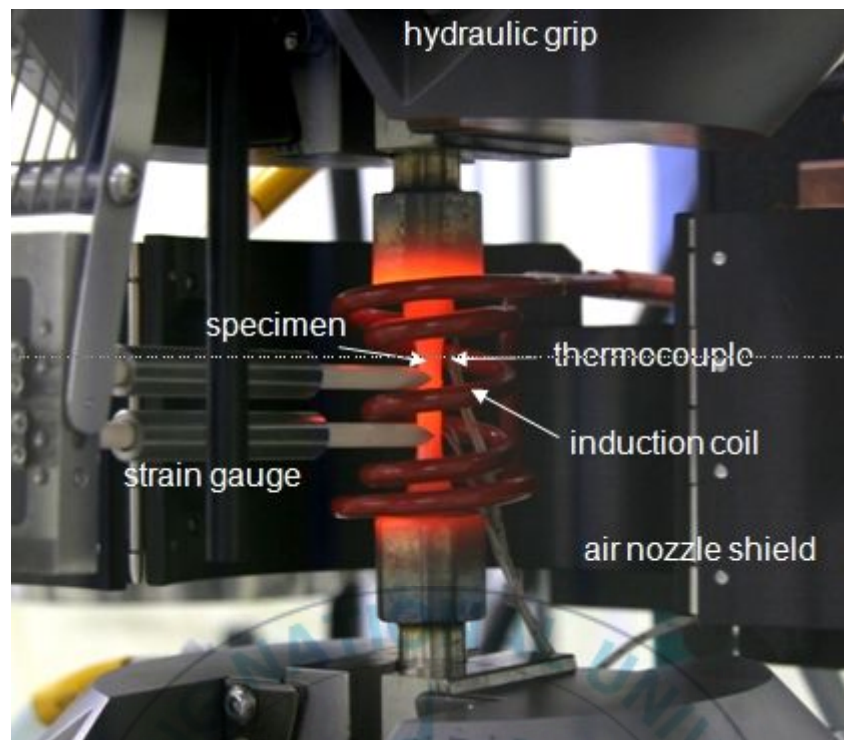


Fig. 3.5 INSTRON8861 시험기 grip부분

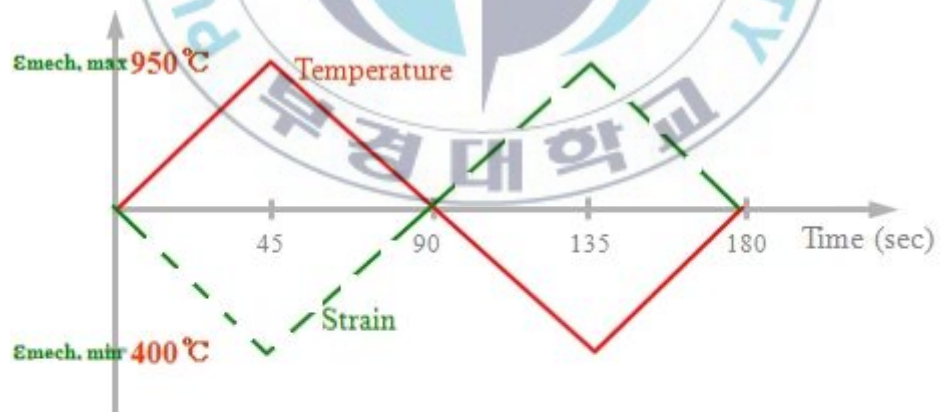


Fig. 3.6 Thermo-mechanical fatigue test cycle

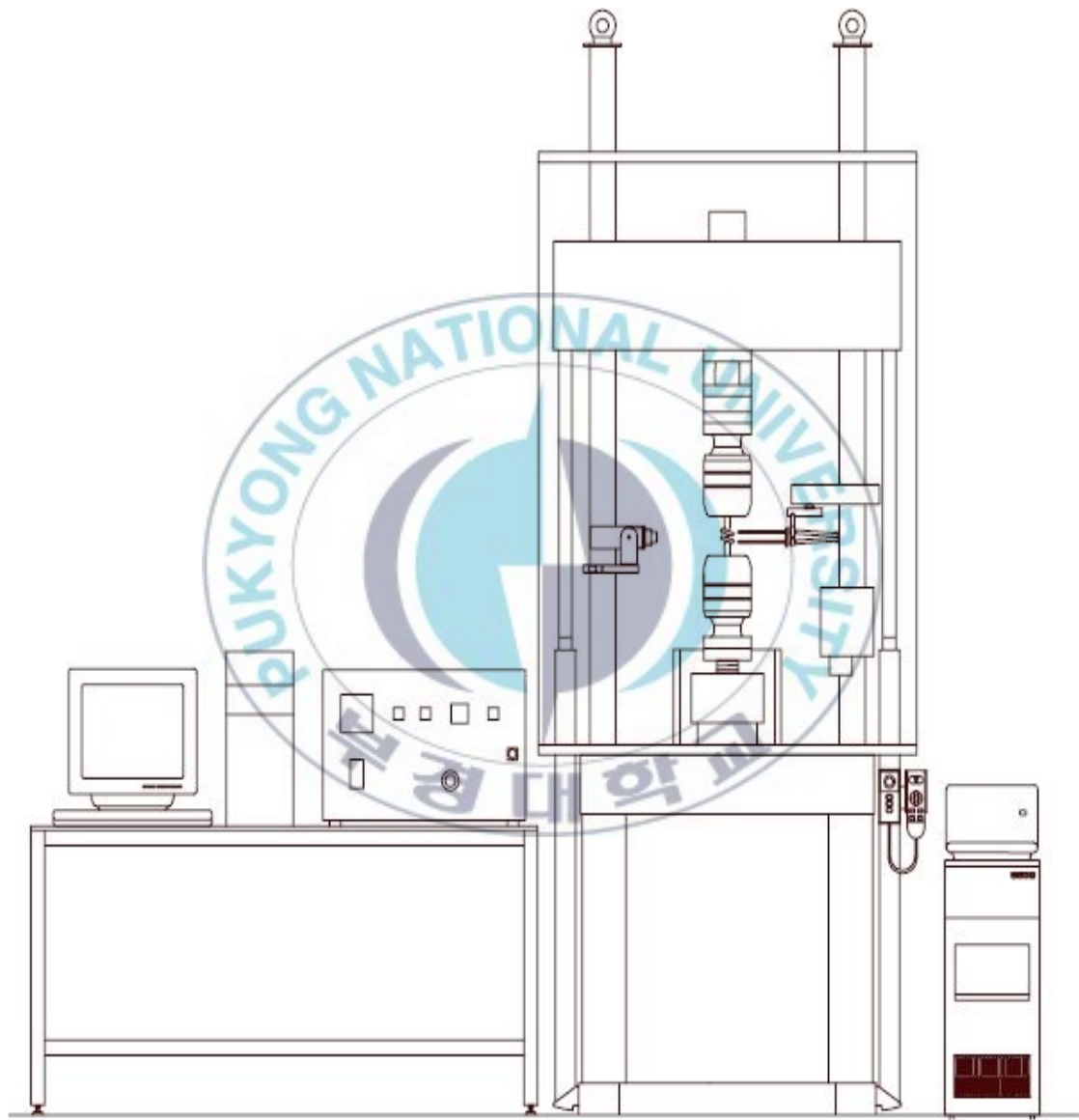


Fig. 3.7 TMF system 모식도

제4장 결과 및 고찰

4.1 CMSX-4 내열합금의 Thermo-mechanical fatigue (TMF) 거동

CMSX-4 내열합금의 TMF 실험을 수행한 결과를 Table 4.1에 나타내고, Fig 4.1과 같이 최대 변형률-피로수명 선도로 작성하였다. 결과에 의하면 변형률에 따라 피로수명 감소의 경향은 비선형적이었으며, 자료의 평균이 적어 정확한 판단은 어렵지만 변형률의 크기에 경향성은 일정한 것으로 판단된다.

피로 수명은 실험하중이 초기 10번째 인장하중의 50%로 감소하거나 파단이 일어났을 때의 사이클 수(N_f)로 결정하였고, 일정 변형률 속도에 대하여 최대 변형률이 클수록 피로수명은 작게 나타나고 있다. 일정변형률이 동일한 경우 이전에 수행된 저주기 피로(LCF)와 비교해서 TMF수명이 매우 큰 차이로 작게 나왔으며 각각의 변형률 값에서 950℃에서 동일한 온도에서 수행된 저주기 피로와도 TMF실험의 결과가 매우 큰 차이를 나타내었다.

CMSX-4 내열합금 시편을 각각의 실험조건에서 사이클에 대한 최대인장하중과 최대 압축하중의 관계와 반복하중이 작용함에 따른 hysteresis loop의 변화를 Fig4.2~4.6에 도시하였다. 실험초기에는 각 사이클의 최대 인장하중과 최대압축하중이 증가하는 피로경화(cyclic hardening)현상과 피로연화(cyclic softening)현상이 번갈아 발생하는 것을 발견할 수 있으며 사이클이 진행됨에 따라 점차적으로 안정되어 거의 완만한 구간을 유지 하는 것을 관찰할 수 있다. 이후 피로수명에 도달하게 되면 최대 인장하중과 최대 압축하중의 응력범위($\Delta\sigma$)는 급격히 감소되어 균열이 발생한다. 초기의 피로경화현상과 피로연화 현상은 석출상인 γ' 의 열화에 의한 조대화에 기인한 것으로 판단된다. ϵ_m 값이 더 커질수록 초기의 불안정 현상과 $\Delta\sigma$ 의 급격한 감소가 더 큰 것으로 판단된다. 피로수명이 파단에 이른 사이클의 hysteresis loop는 거의 긴 직선의 모습으로 가로로 기울어져 재료의 수명이 한계에 도달했음을 보여준다. Out-of phase (OP)의 특성으로 hysteresis loop는 대칭성을 가지며 인장변형시 온도가 낮아지고 압축응력시 온도가 올라가 상대적으로 인장응력이 높게 걸리는 특징을 관찰할 수 있다. 또한 각 사이클과 각각의 cyclic stress amplitude의 관계를 그림4.7에 도시하였다. ϵ_m 값이 ± 0.6 일때는 hardening현상과 softening현상이 뚜렷이 나타나고 그 이하의 값에서는 초기에 약간 나타나는 것을 관찰할 수 있다. 또한 ϵ_m 값이 ± 0.6 일때는 재료의 수명이 다른 조건과 비교해 볼 때 상대적으로 큰 차이가 나는 것을 관찰할 수 있다. 이는 재료의 변형률 한계치를 넘어섰다고 판단된다.

Fig4.7에서도 ϵ_m 값이 작아질수록 재료가 파단에 이를 때 완만한 곡선을 그리며 $\Delta\sigma$ 값이 감소하는 반면에 ϵ_m 값이 클수록 $\Delta\sigma$ 값이 급격히 감소하는 것을 관찰 할 수 있다.

	ϵ_t (%)				
피로수명 (N_f , Cycles)	0.3 %	0.4 %	0.5 %	0.55 %	0.6 %
	5309	1998	676	483	50,57

Table 4.1 CMSX-4의 TMF실험결과

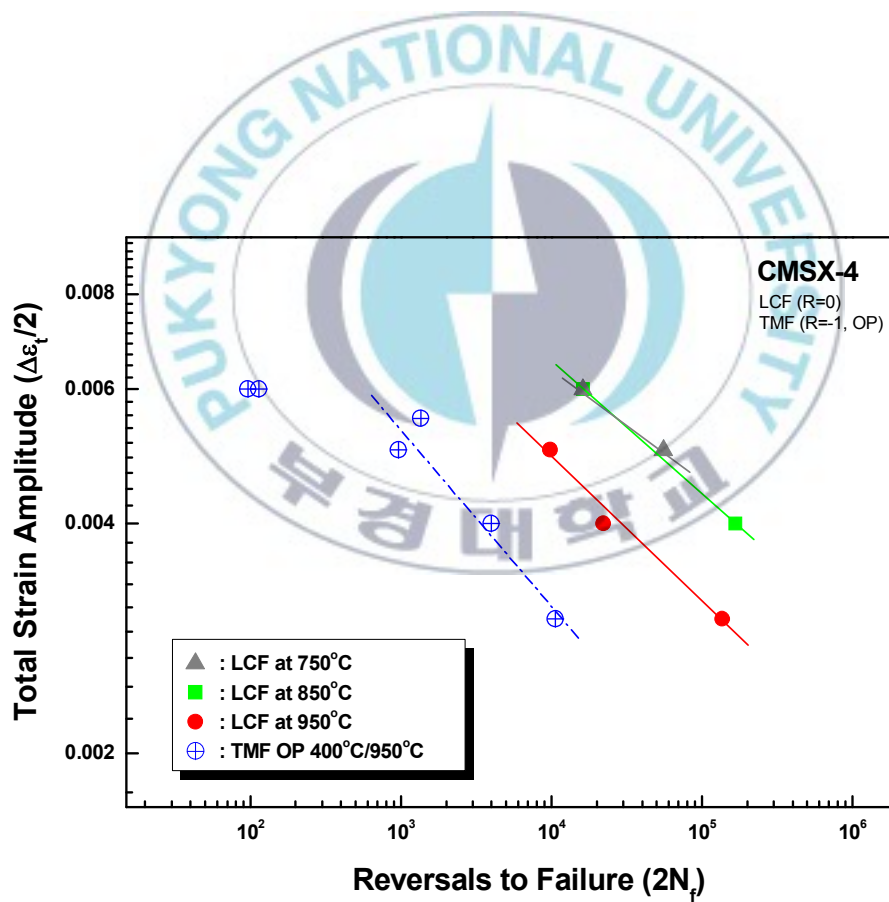
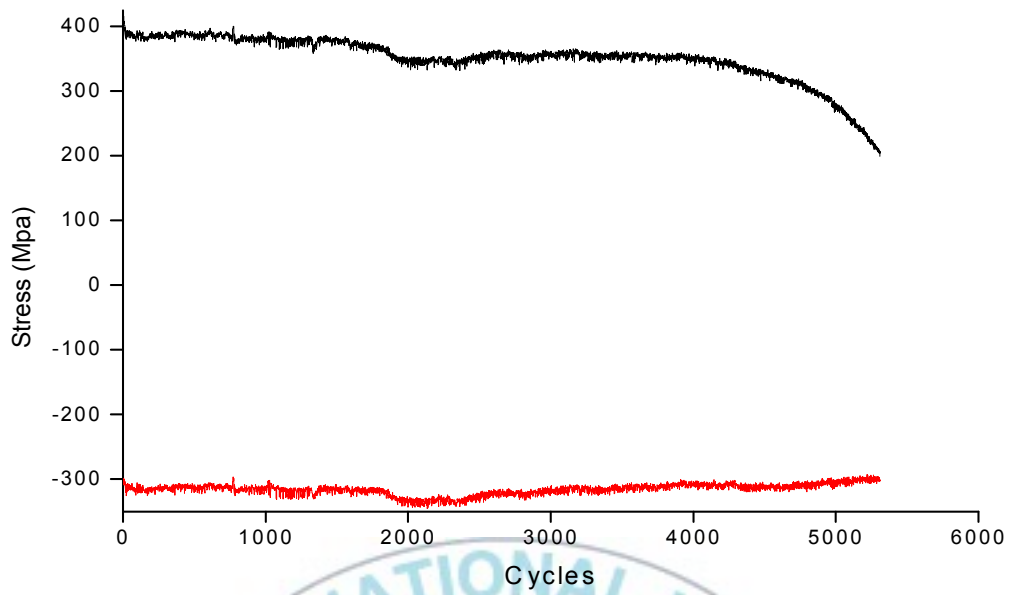
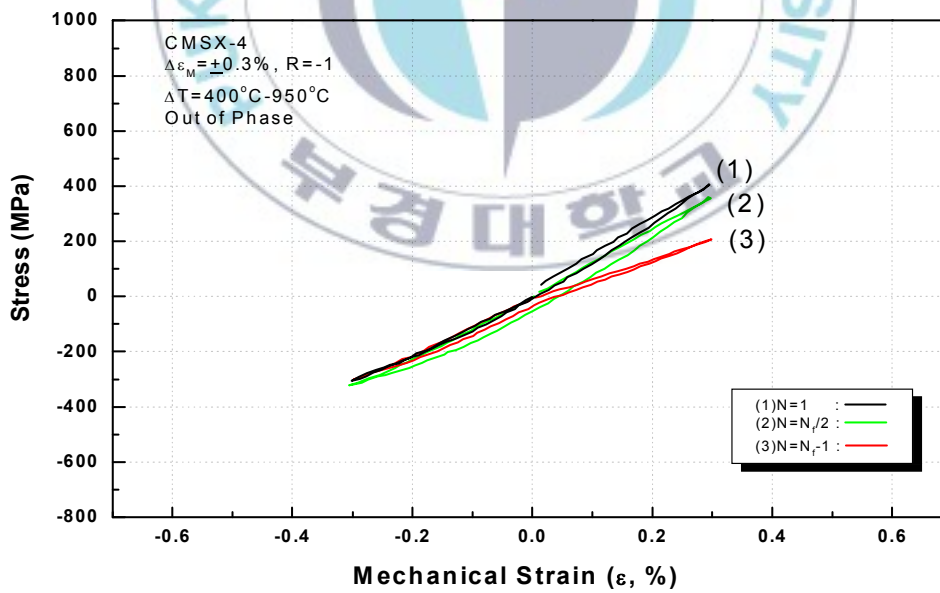


Fig.4.1 Comparison of TMF life and LCF life

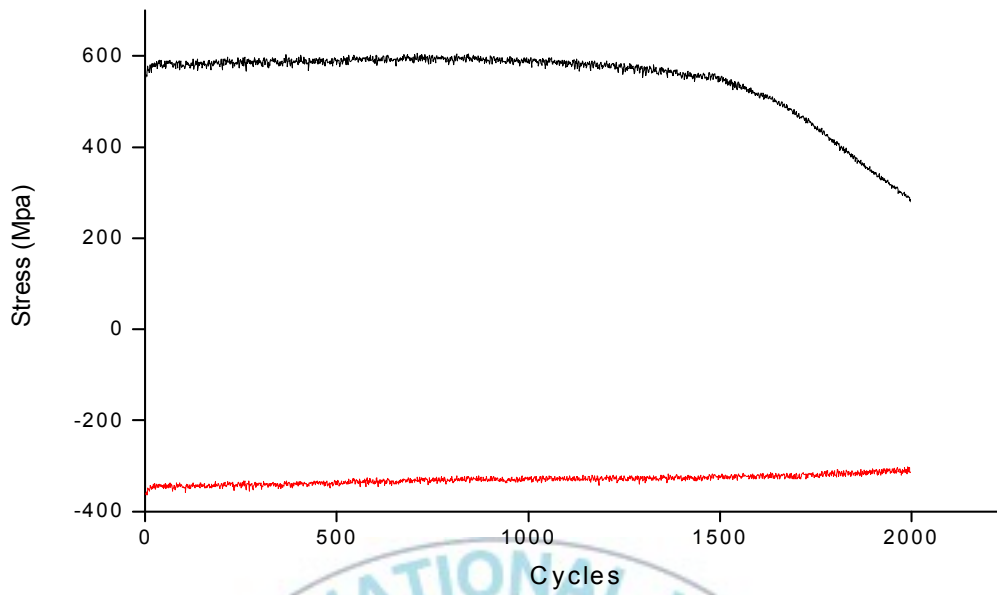


(a)

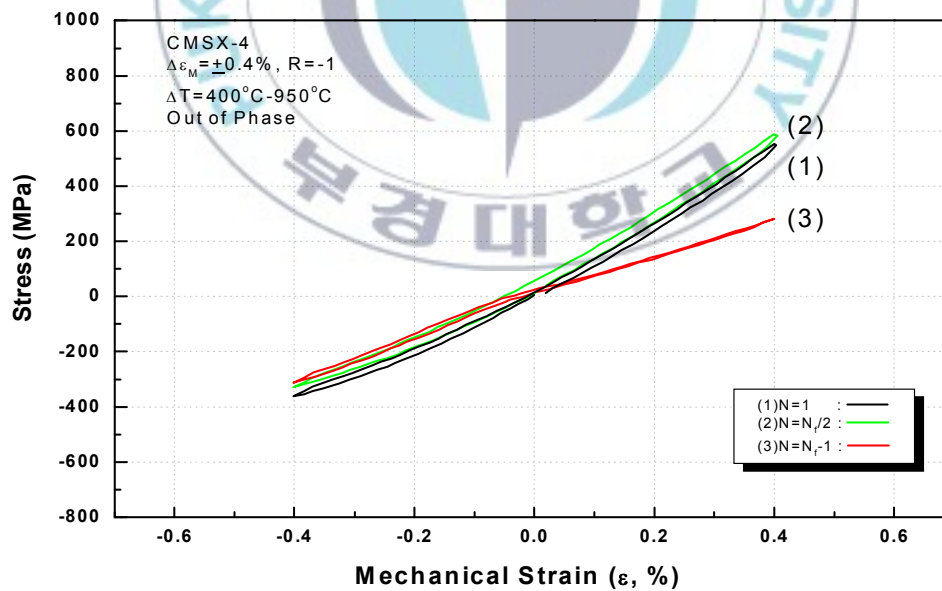


(b)

Fig.4.2 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.3\%$ 에 대한 TMF실험 결과
(a)사이클-하중 선도 (b)Hysteresis loop

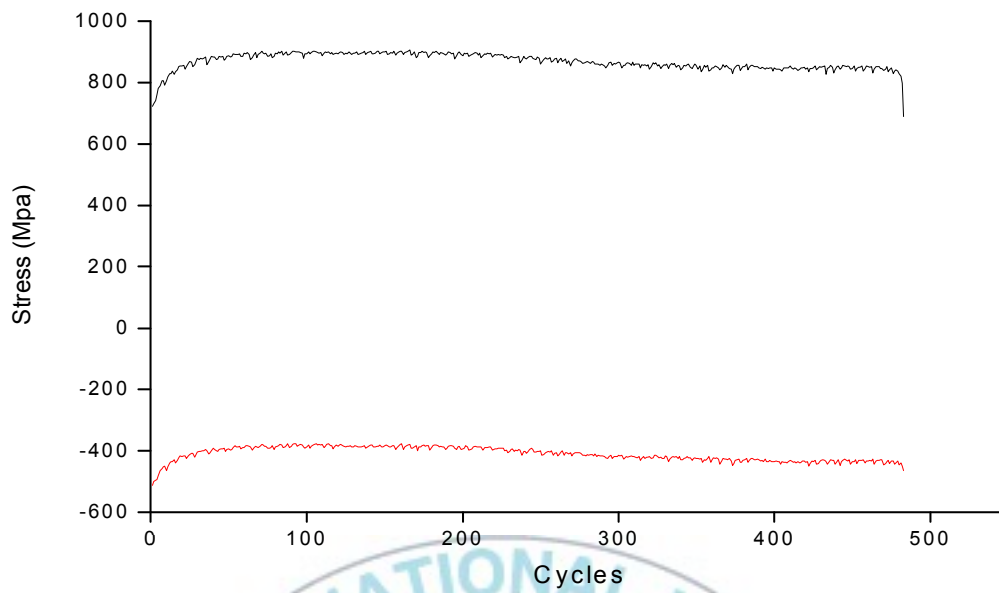


(a)

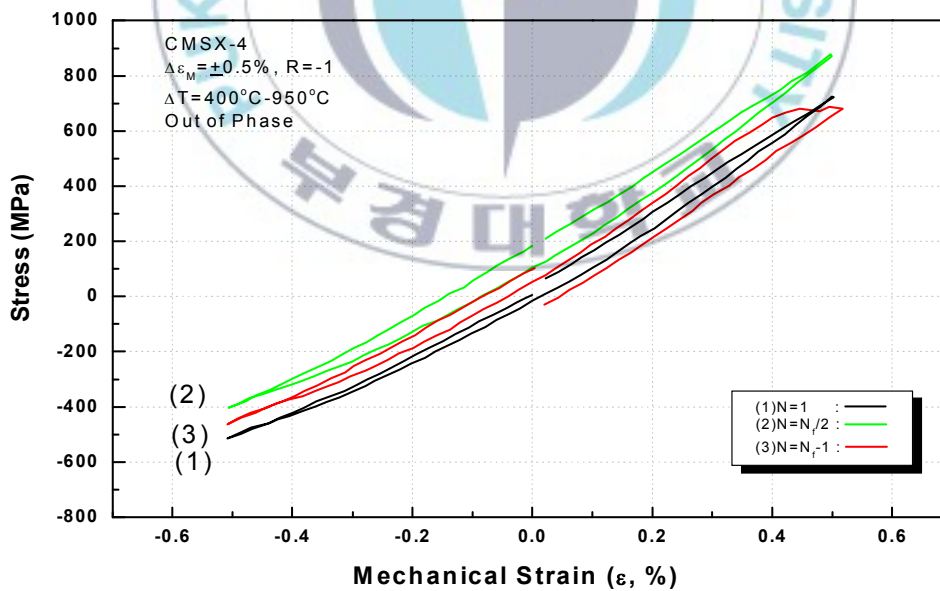


(b)

Fig.4.3 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.4\%$ 에 대한 TMF실험 결과
(a)사이클-하중 선도 (b)Hysteresis loop

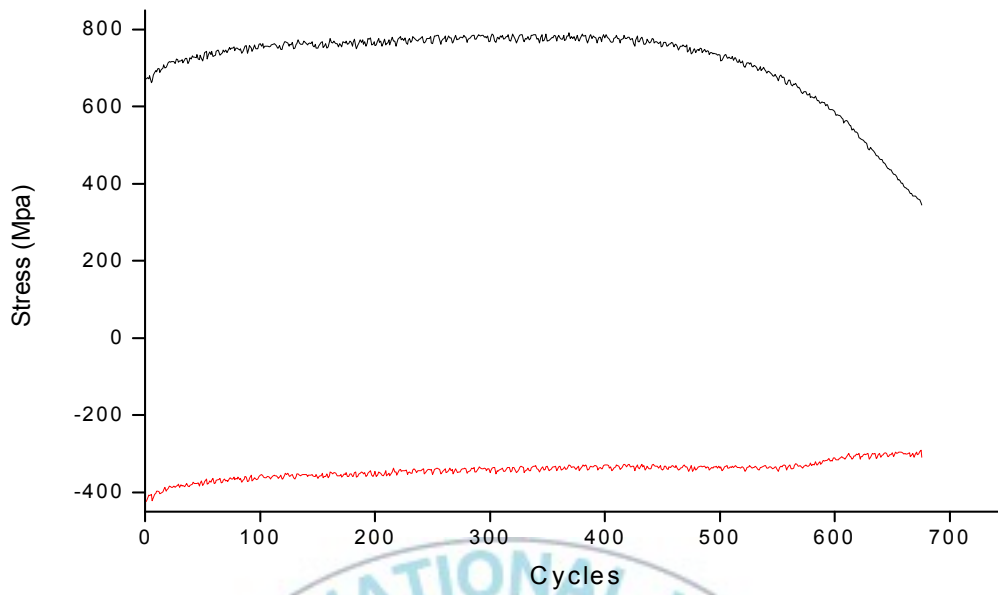


(a)

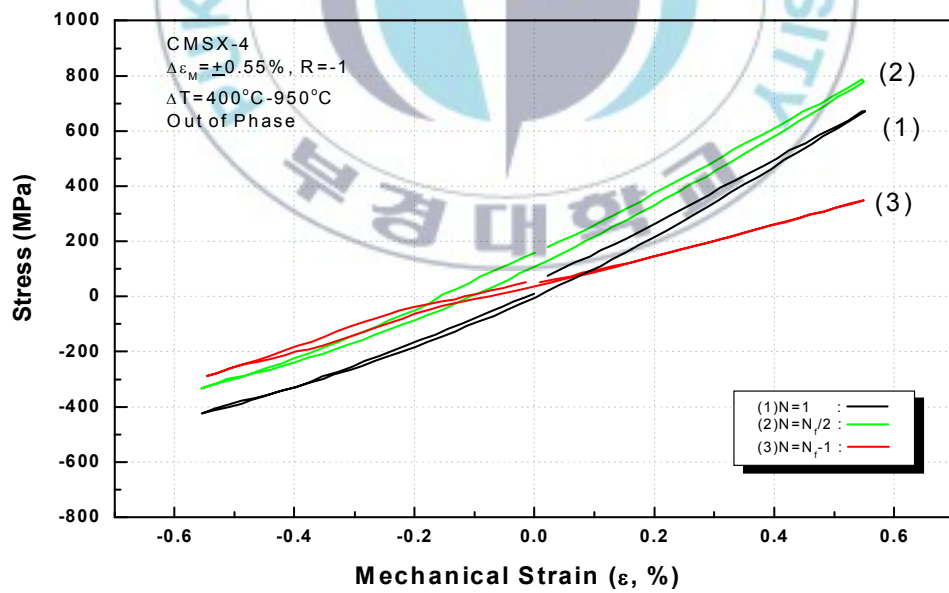


(b)

Fig.4.4 $\Delta\epsilon_m = \pm 0.5\%$ 에 대한 TMF실험 결과
 (a)사이클-하중 선도 (b)Hysteresis loop

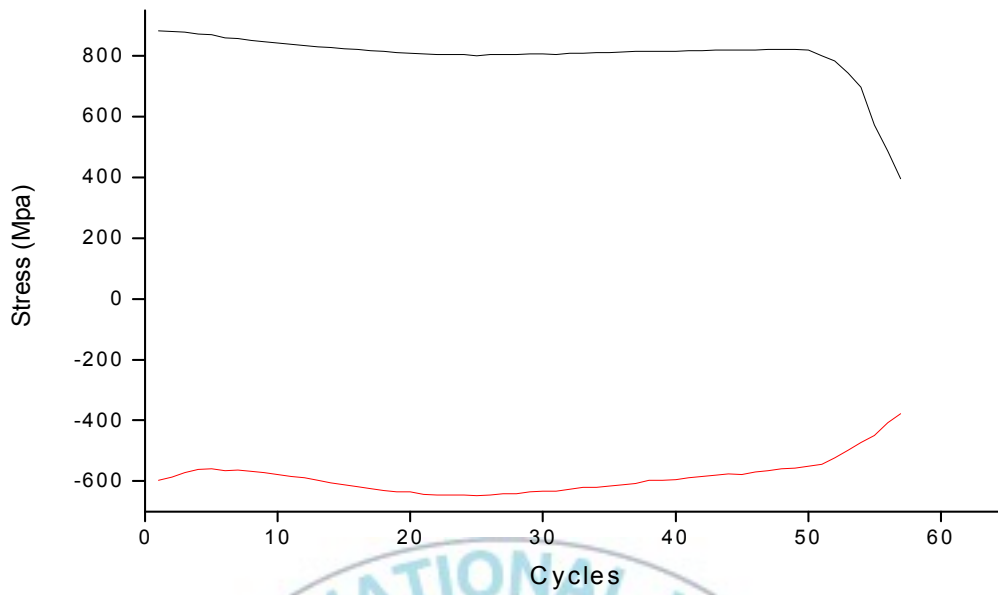


(a)

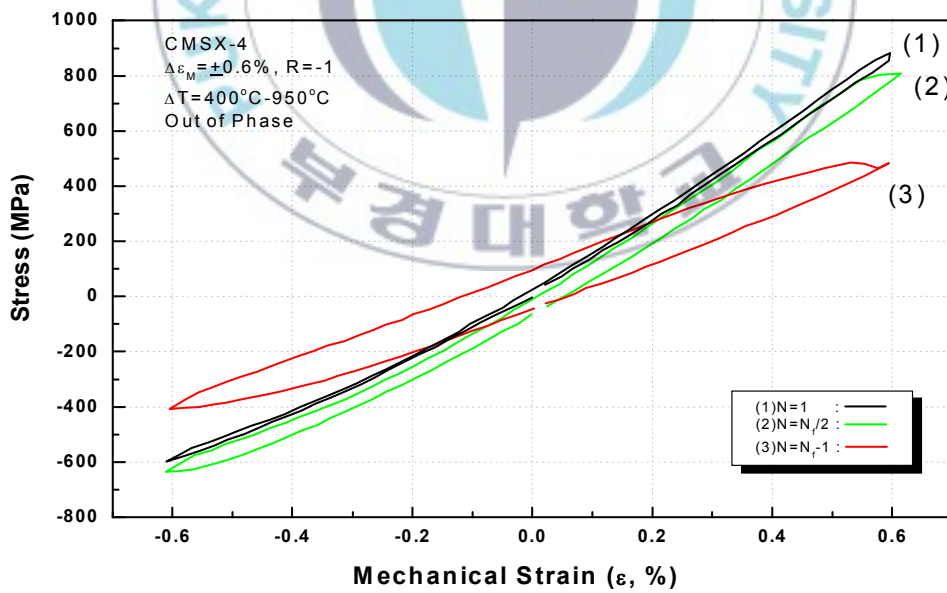


(b)

Fig.4.5 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.55\%$ 에 대한 TMF실험 결과
(a)사이클-하중 선도 (b)Hysteresis loop



(a)



(b)

Fig.4.6 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.6\%$ 에 대한 TMF실험 결과
(a)사이클-하중 선도 (b)Hysteresis loop

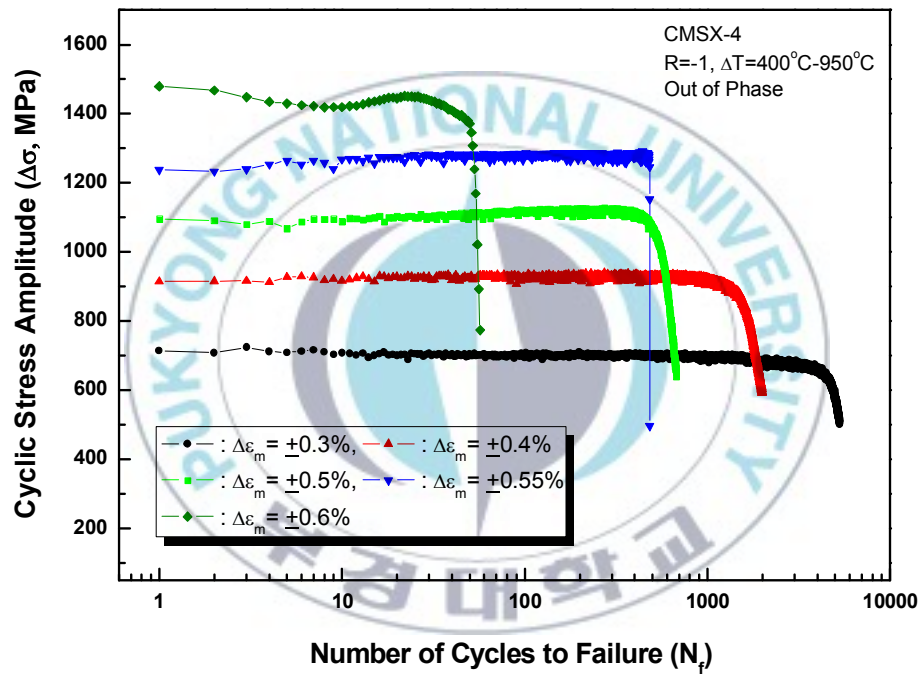


Fig.4.7 Cyclic hardening/softening curves

4.2 CMSX-4 내열합금의 TMF 거동에 따른 미세조직 변화

CMSX-4 내열합금에 대한 TMF 실험 후 시편에 대하여 미세 조직을 관찰 하였다. 각각의 조건에 따른 인장방향에 수직한 파단면을 Fig4.8~Fig4.9에 도시하였다. Fig 4.8에 도시된 변형률조건(± 0.3 , ± 0.4 , ± 0.55)의 실험결과는 조직 사진에서 나타난 바와 같이 균열 시작점에서부터 균열이 진전 되어 가는 것이 관찰된 반면 Fig 4.9에 도시된 변형률조건(± 0.5 , ± 0.6)의 실험결과는 앞선 실험결과와는 다르게 인장 파단면을 보인다. 이것은 Fig4.8에 도시된 변형률 조건보다 상대적으로 큰 변형률에 기인한다고 판단된다. Fig 4.8에 도시된 변형률 조건에서의 파단면은 상단 부분은 산화된 흔적이 보이는 반면 하단부에는 산화된 흔적이 보이지 않는다. 이는 균열이 일정시간 천천히 진행되었다가 시편의 중앙부 에서부터 단면적의 감소로 인해 급격히 파단이 진행되었다고 판단된다. TMF피로 균열 특성이 잘 나타내어졌다고 판단된 변형률조건(± 0.3 , ± 0.4 , ± 0.55)에 대해서 각 파면에 표시된 특징부를 주사전자현미경(SEM)을 이용해 관찰하였으며 Fig 4.10~Fig4.12에 도시하였다. (a)부분은 균열 진전 시작점으로서 세 가지 조건 모두 시편의 thermocouple 용접부에서 발생하였다. 이는 용접부에서 노치의 역할을 한 것으로 판단된다. 그러나 본 연구에서 고찰하고자 하는 변형률에 따른 미세조직변화를 관찰하는 것은 가능하다고 판단된다. (b)부분은 균열 전파부분으로써 세 가지 조건에서 크게 차이가 발생하는 것을 발견할 수 없다. (c)는 단순 인장부분으로써 피로 균열 거동이 아닌 인장에 의한 파단을 관찰할 수 있다.

TMF 파단 후 인장응력 방향으로 시편을 세로로 잘라서 파면을 관찰 하였다.

TMF 피로 거동을 알아보기 위해 TMF피로파괴가 일어났다고 판단된 변형률조건(± 0.3 , ± 0.4 , ± 0.55)에 대해서 실시하였으며 그 파면을 Fig4.13~Fig4.15에 나타내었다. 사진에 표시된 S부분에서 균열은 시작되었으며 E부분으로 진전되어 E부분에서 파단이 일어났다. 균열진전부에 $\gamma-\gamma'$ 구조를 관통하는 것이 관찰되었는데 silp band로 판단된다. 변형률이 커질수록 silp band도 증가하는 것으로 관찰된다. 또한 변형률이 ± 0.3 와 ± 0.4 일 때는 한쪽 방향으로 생성되던 silp band가 변형률이 증가하자 대각선 양 방향으로 생성되는 것이 관찰 된다.

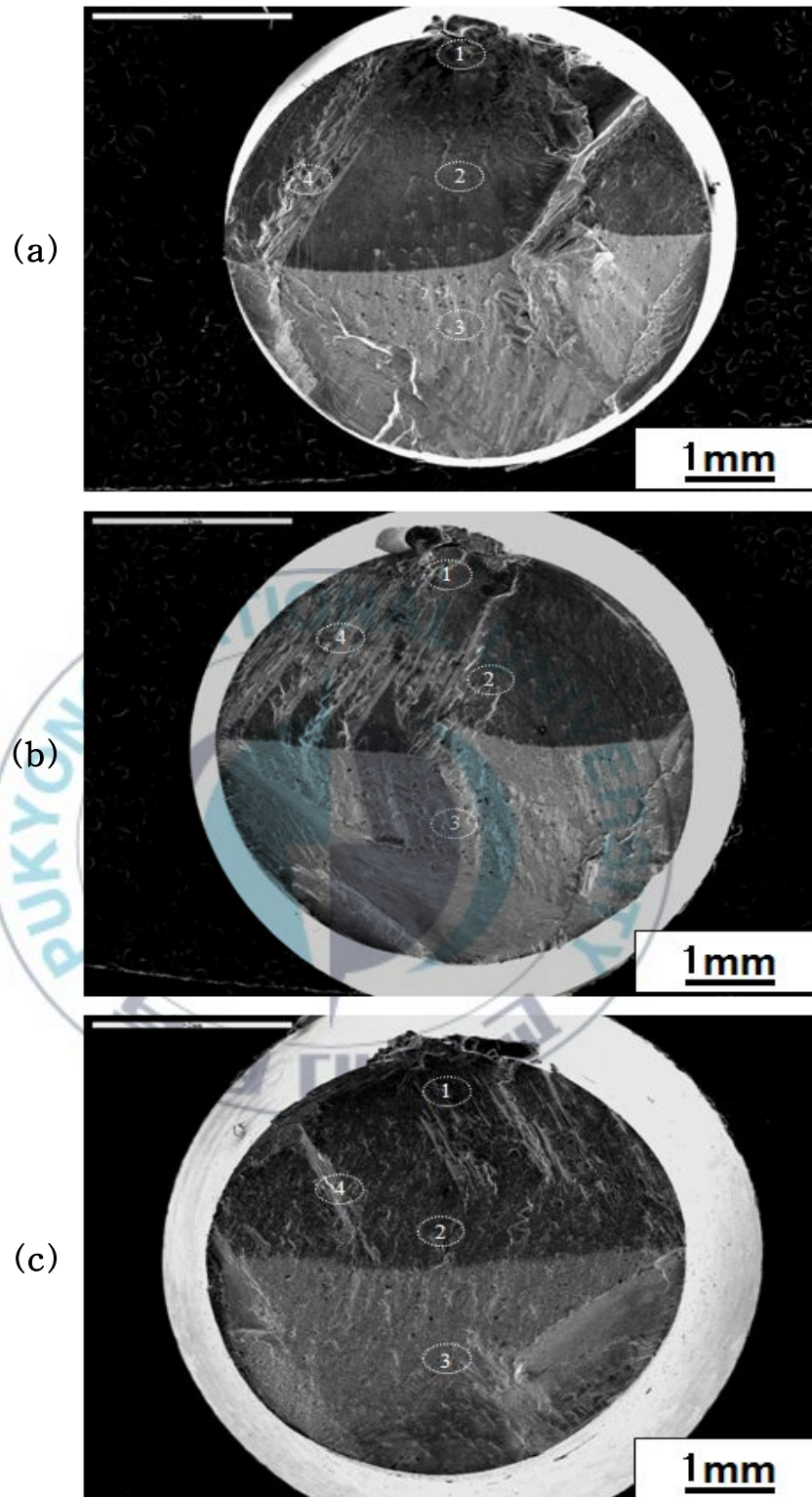
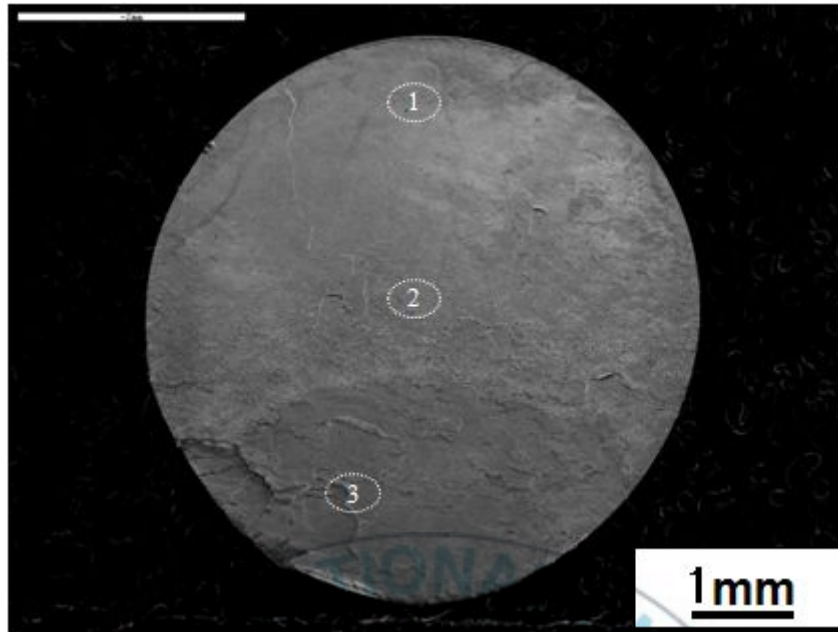
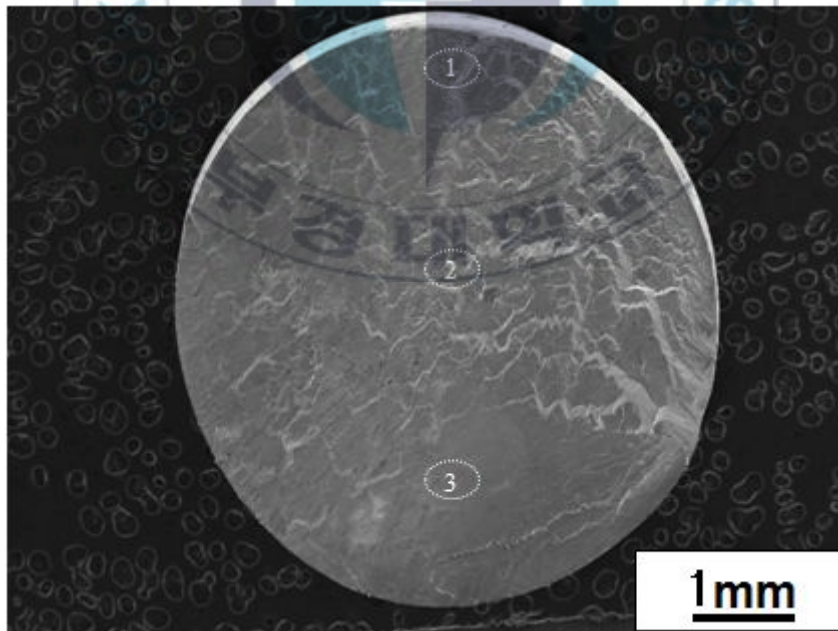


Fig.4.8 TMF 실험 후 인장응력 방향에 수직한 파단면
 (a) $\Delta \epsilon_m = \pm 0.3\%$ (b) $\Delta \epsilon_m = \pm 0.4\%$ (c) $\Delta \epsilon_m = \pm 0.55\%$

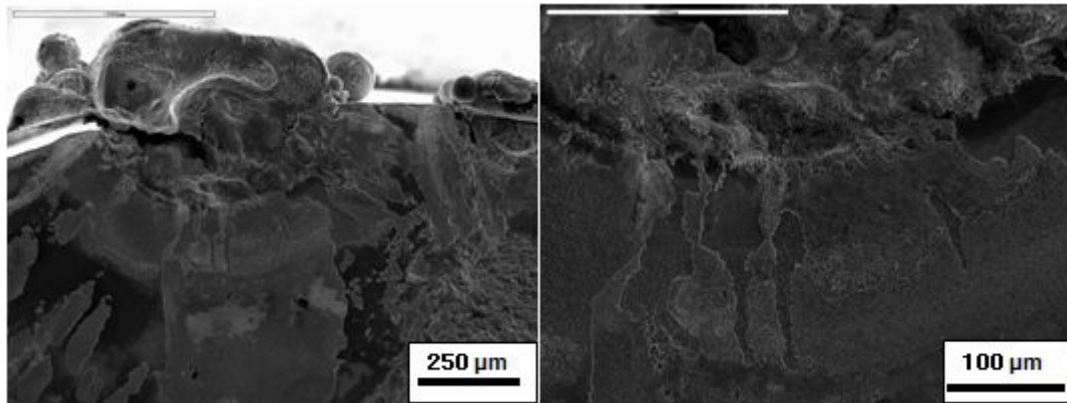


(a)

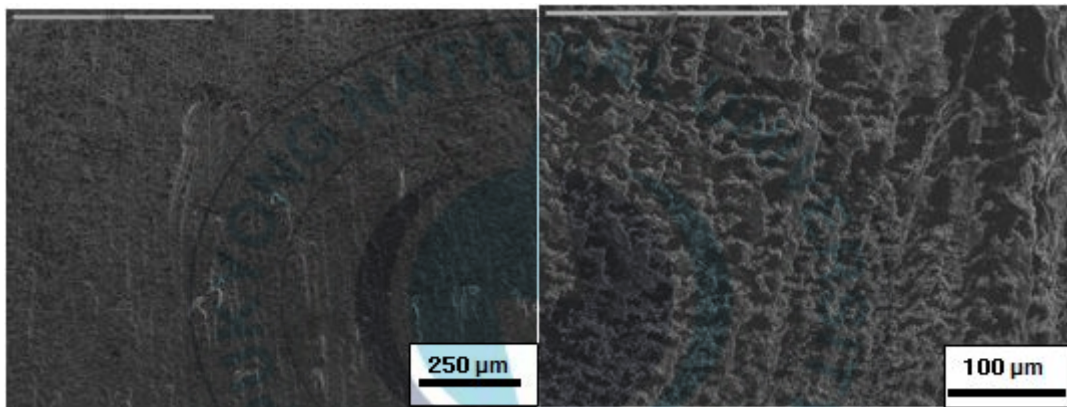


(b)

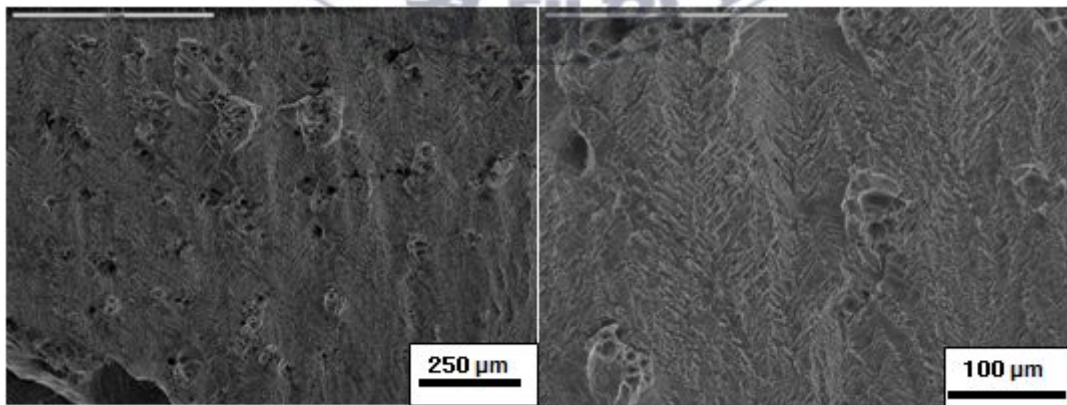
Fig.4.9 TMF 실험 후 인장응력 방향에 수직한 파단면
(a) $\Delta \epsilon_m = \pm 0.5\%$ (b) $\Delta \epsilon_m = \pm 0.6\%$



(a)

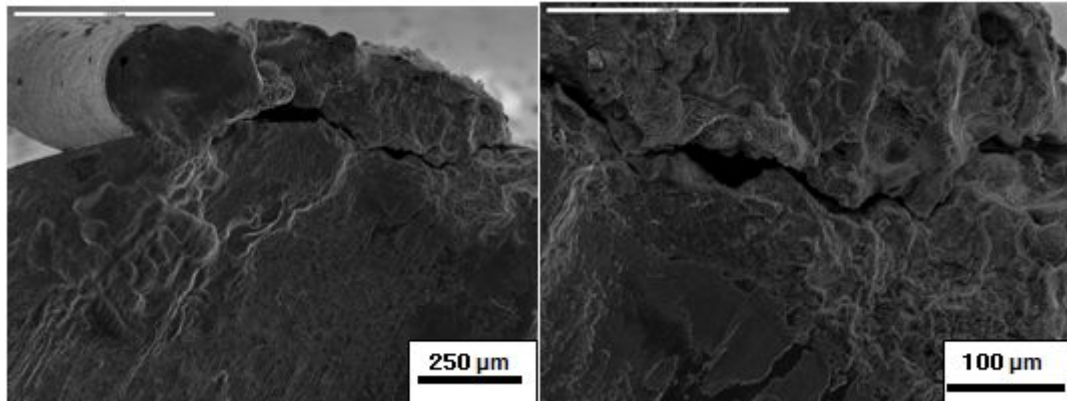


(b)

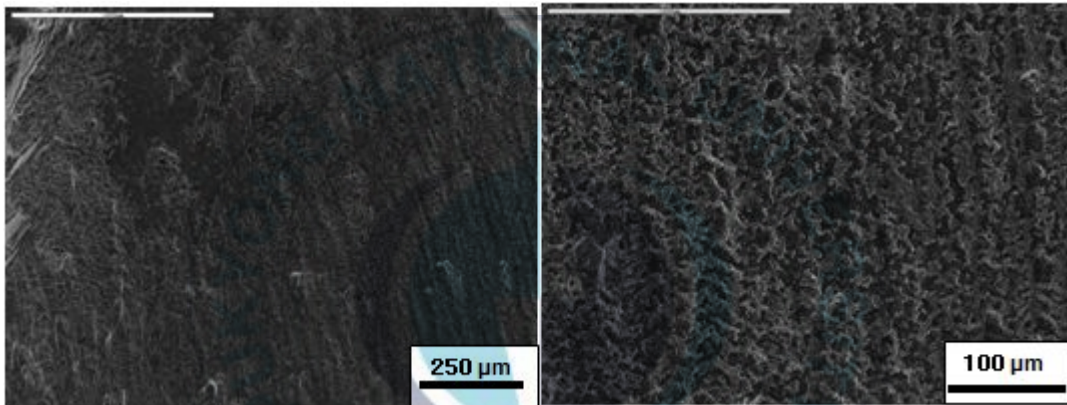


(c)

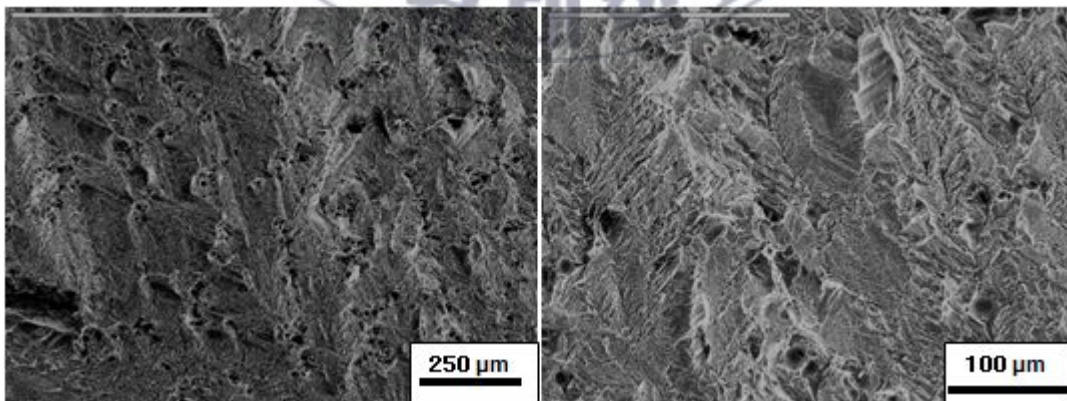
Fig.4.10 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.3\%$ 조건하에서의 실험 후 SEM 파단면
 (a)Crack initiation point (b)Propagation region (c)Simple tensile
 Separation region



(a)

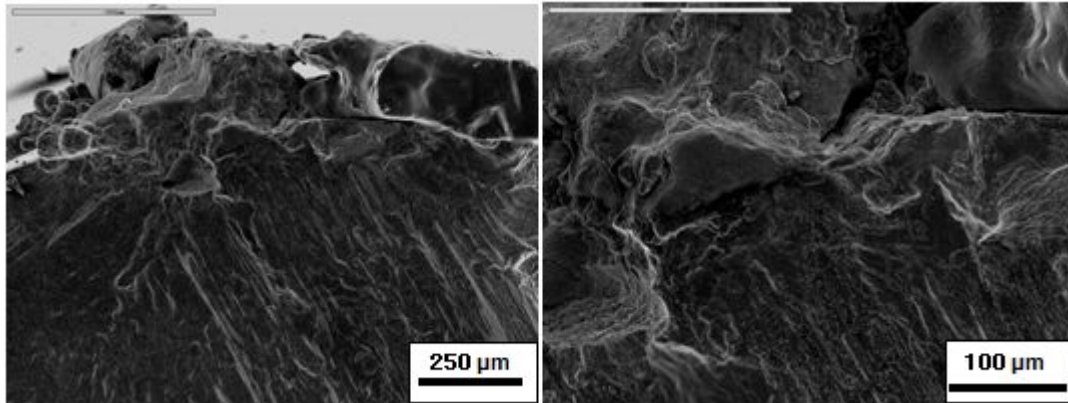


(b)

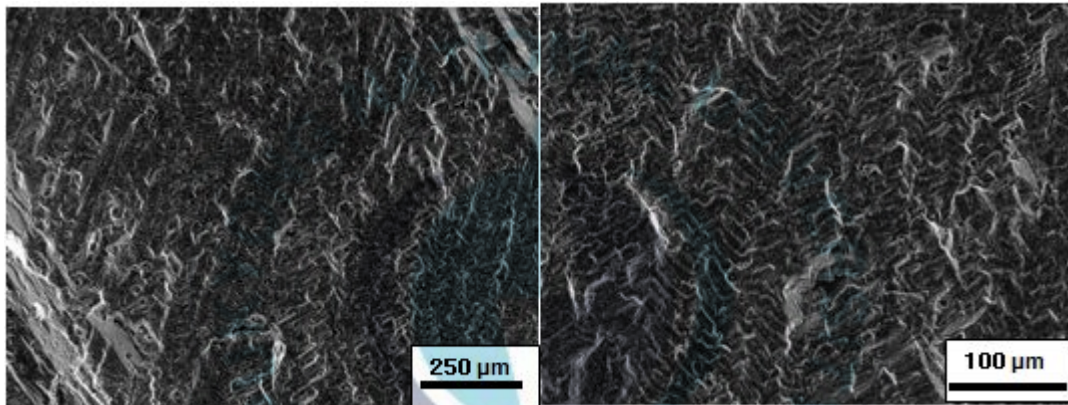


(c)

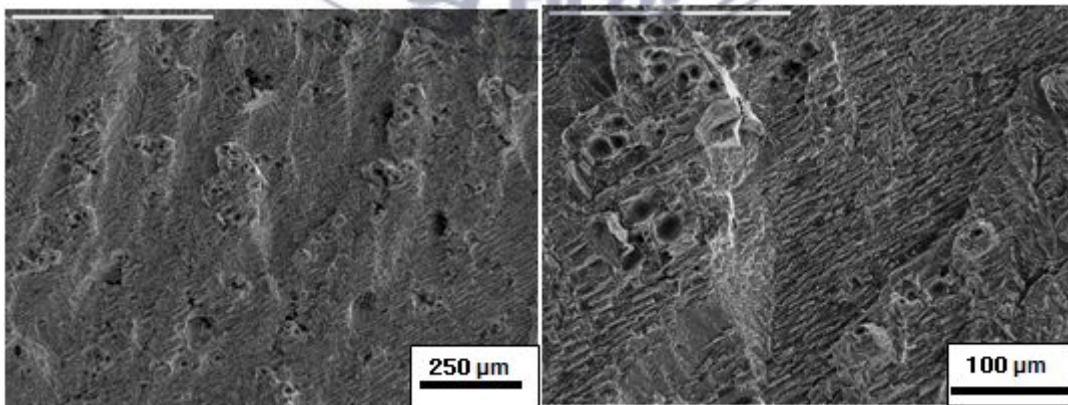
Fig.4.11 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.4\%$ 조건하에서의 실험 후 SEM 파단면
 (a)Crack initiation point (b)Propagation region (c)Simple tensile
 Separation region



(a)



(b)



(c)

Fig.4.12 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.55\%$ 조건하에서의 실험 후 SEM 파단면
 (a)Crack initiation point (b)Propagation region (c)Simple tensile
 Separation region

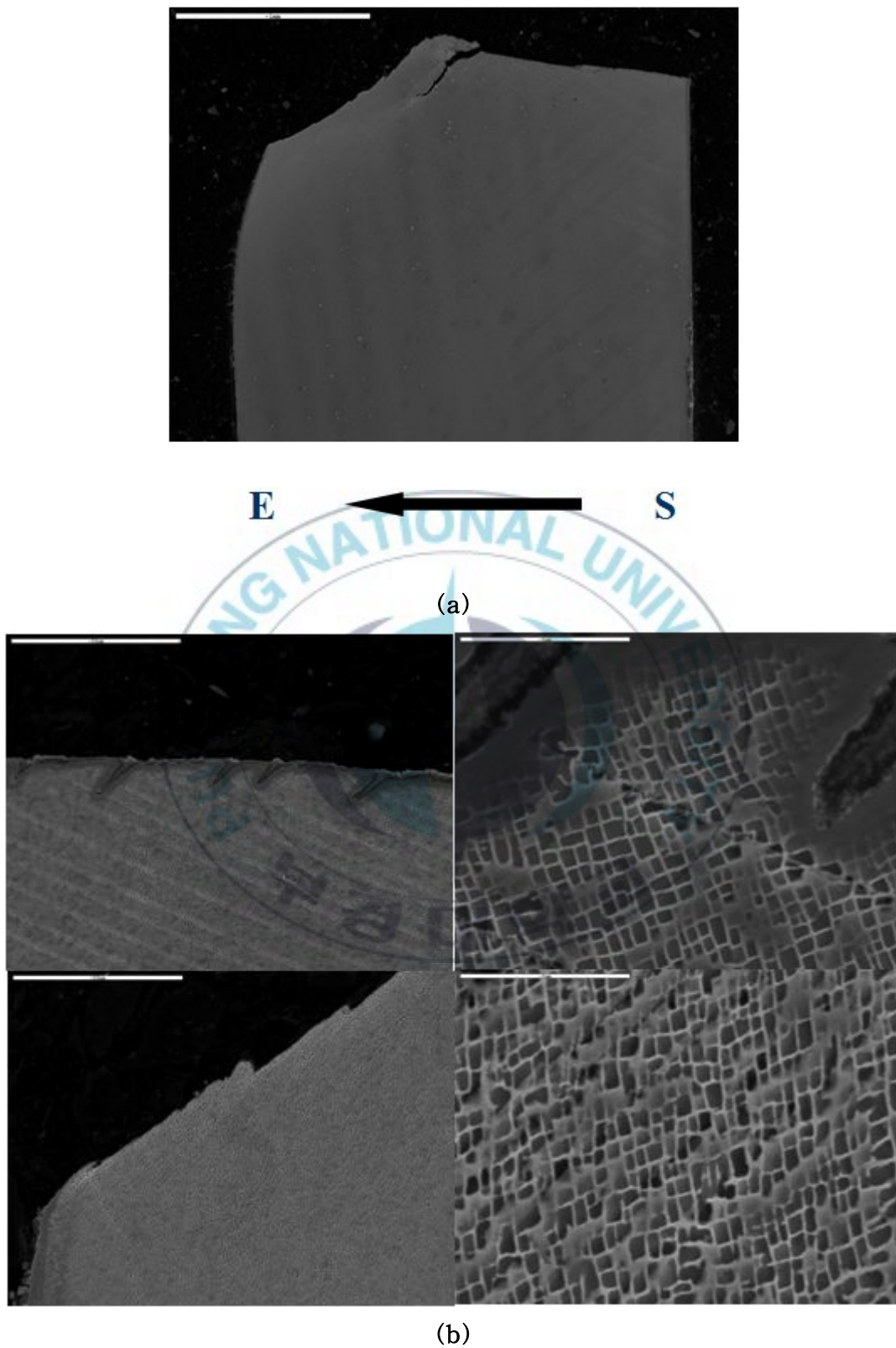


Fig.4.13 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.3\%$ 조건하에서의 실험 후 SEM 세로방향 파단면
 (a)파면 전체 영역 (b)Propagation region and Simple tensile Separation region

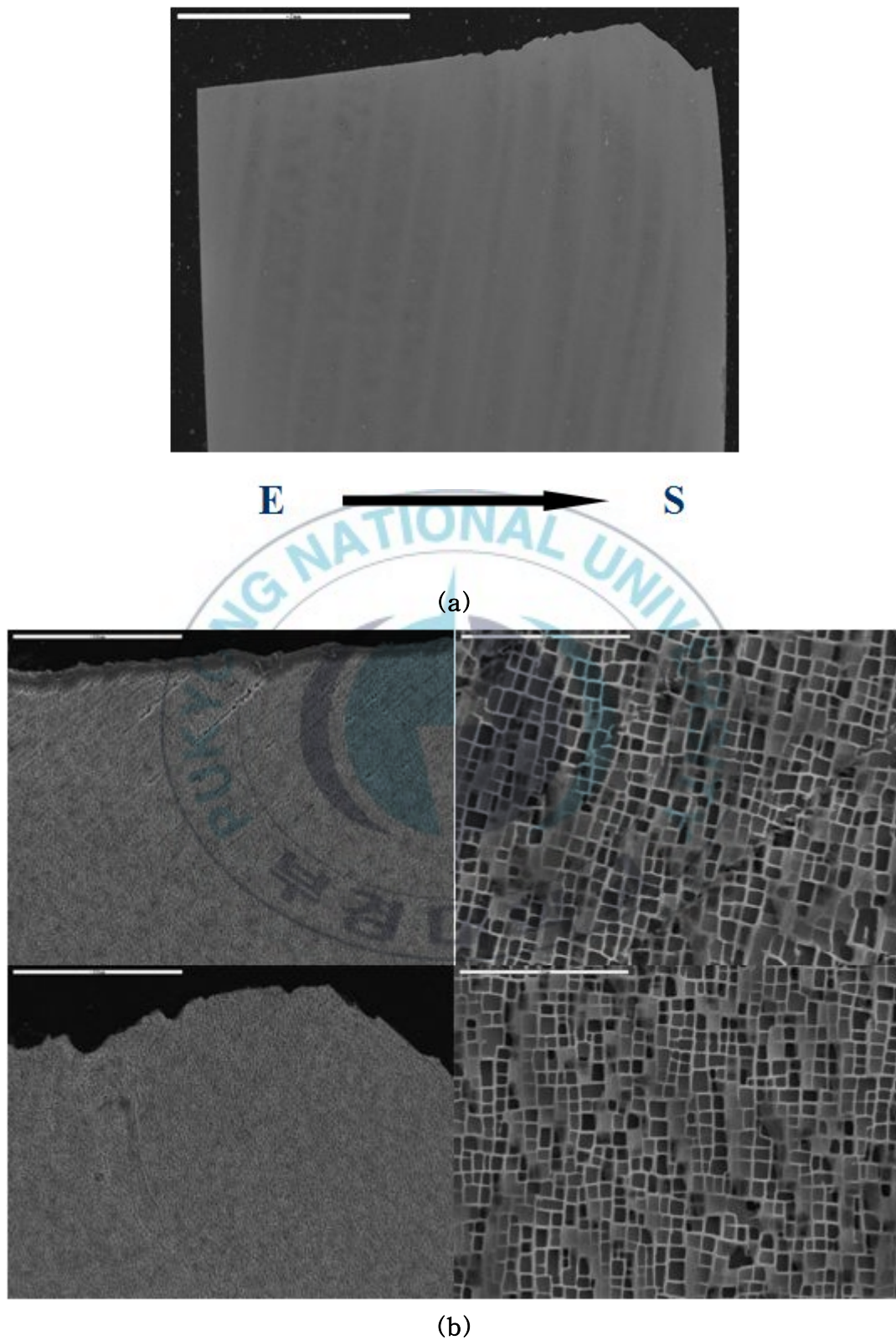


Fig.4.14 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.4\%$ 조건하에서의 실험 후 SEM 세로방향 파단면
 (a)파면 전체 영역 (b)Propagation region and Simple tensile Separation region

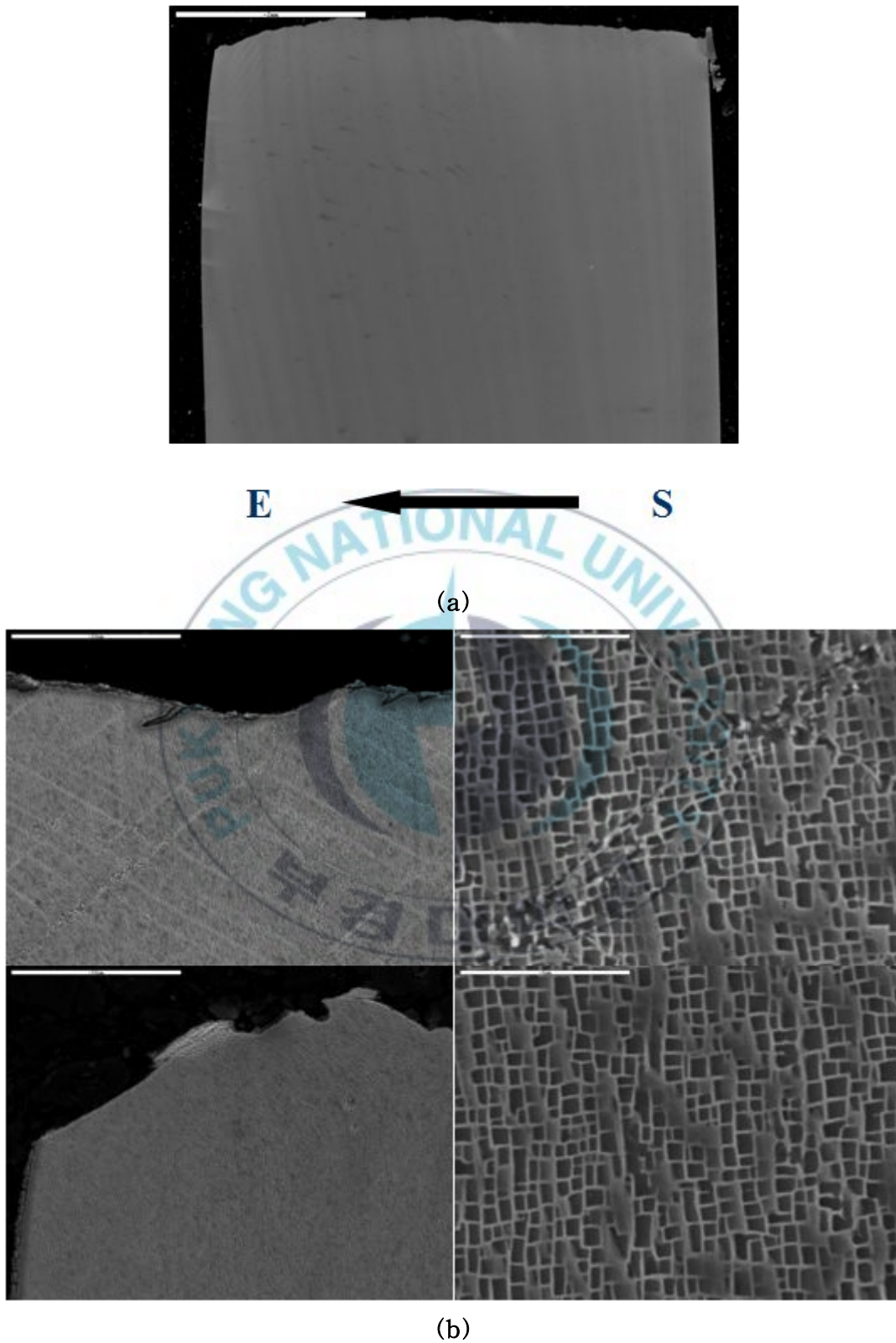


Fig.4.15 $\Delta \epsilon_m = \pm 0.55\%$ 조건 하에서의 실험 후 SEM 세로방향 파단면
 (a)파면 전체 영역 (b)Propagation region and Simple tensile Separation region

제5장 결론

1. CMSX-4의 열 기계적 피로 실험을 수행한 결과 초기에 피로경화 현상 (cyclic hardening)과 피로연화 (cyclic softening)현상이 번갈아 발생했으며 이는 초내열 합금의 미세조직상인 γ' 의 조대화 됨에 기인한 것으로 판단되며 이 후 사이클의 진행됨에 따라 사이클 안정화 (cyclic stability)가 되었다.

2. 실험조건에서 meachanical strain(ϵ_m)이 증가할수록 fatigue lifetime 은 비선형적으로 급속히 감소하였다. 따라서 열 기계적 피로 수명은 meachanical strain에 큰 영향을 받는 것으로 판단된다.

3. 파단면의 형상은 ϵ_m 이 0.3, 0.4, 0.55일 때 피로에 의한 파도무늬(striation)를 관찰할 수 있었으며 ϵ_m 이 증가할수록 striation의 간격이 넓어지며 그 크기가 조대화 되는 것을 관찰할 수 있었다.

4. meachanical strain(ϵ_m)이 증가 할수록 미세 조직을 관찰함에 있어서 slipband deformation 의 증가가 관찰된다.

5. 저주기 피로 (Low-cycle Fatigue)와 비교해서 현저하게 낮은 수명을 나타내었으며 동일한 온도조건에서도 수명은 상대적으로 낮은 수명을 나타내었다. 이는 slipband deformation 에 기인한 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 기계연구원 부설 재료 연구소(KIMS) 내열 재료 연구그룹의 연구 기자재를 사용해 수행되었기에 감사드립니다.

REFERENCES

- 1.김선진, “기계·구조물의 안전성 및 신뢰성”, 한국해양공학회지, 제10권, 제2호, pp.1-11, 1996
- 2.유영수, 조창용, “니켈기 초내열 합금 개발 현황”, 재료마당, 제21권, 제3호, pp.13~22 2008
- 3.Pollock TM, Argon AS. Acta Metall Mater 1994; 42(6):1895-74
- 4.Harada H, Okazaki m. J Soc Mater Sci Jpn 2005;51(7):836-42
- 5.C.H.White, The Development of Gas Turbine Materials(ed., G.W. Meetham),Chap. 4, p.89, Applied Science Publishers LTD(1981).
- 6.Taira S, Fujino M,Ohtani R. Fatigue Fract Eng Mater Struct 1979; 1:495
- 7.Kuwabara K, Nitta A, Kitamura T. Thermal mechanical fatigue life prediction in high temperature component materials for power plants in life prediction. In: Proceedings of the ASME international conference on advances in life prediction method; 1983. p.131-41.
- 8.Okazaki Met al., ASTM STP, vol.1428. In; Mcgrow MA etal., editors. Thermo-mechanical fatigue behaviour of materials, vol.4. philadelphia: ASTM; 2003. p.180-94.
- 9.Bernstein HL, Grant TS, McClung RC, Allen JH. ASTM STP, vol.1186. In:Verrill; MJ, editor. Thermo-mechanical fatigue behaviour of materials. philadelphia: ASTM; 1993. p.212-38
- 10.Estevez R, Moinald G, Franciosi P, Acta Mater 1997; 45(4); 1567-84.
- 11.Fredelich B. Int J Plast 2002; 18:1-49.
- 12.B.H.Kear, G. R. Leverant, and J. M. Oblak, Trans. ASM, 62(1969) P. 639.
- 13.In: J. K. Trans. 16A P. 1997(1985)
- 14.A. F. Giamei and D. L. Anton, Metall. Trans. 16A P. 1997(1985)

- 15.D. D. Pearson, F. D. Lemkey, and B. H. Kear, in Superalloys 1980 (eds., J. K. Tien et al.), P.513, ASM, Metals Park, OH(1980)
- 16.G. L. Erickson, JOM, 47, 36(1995)
- 17.A. D. Cetel and D. N. Duhl, in Superalloys 1988(eds., D. N. Duhl et al.), p. 255, TMS, Warrendale, PA(1998)
- 18.C. S. Wukusick and, L. Buchakjian, Jr., GE Company, Patent Application #GB 2 235 697 A, Marh 1991.
19. Xuan Ngyuen-Dinh, Allied-Signal, Inc., Us patent 4 935 072(1990).
- 20.K. Harris, G.L.Erickson, R.E. Schwer, D. J. Fraiser, and J. R. Whestone, in High Temperature Materials for Power Engineering 1990, Part II(des., E. Bachelet et al.) p. 1281, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, Holland (1990).
- 21.P. E. Waudby, J. M. Benson, C. M. Stander, and R. Pennefather, G McColvin, in Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing (ed., A. Strang), p. 322, The Institute of Materials, London, UK (1997).
- 22.R. L. Preshfield and R. L. Ashbrook, NASA T/VD-7654(1974).
- 23.K. Harris, G. L. Erickson, S. L. Sikkenga, W. D. Brentnall, J. M. Aurrecoechea, and K. G. Kubarych, in Superalloys 1992 (ed., S. D. Antolovich), p. 297, TMS, Warrendale, PA (1992).
- 24.T. M. Pollock, Mater. Sci. Eng. B32, 255 (1995).
- 25.M. Gell. D. N. Duhl and A. F. Giamei : superalloys 1980, J. K. Tien(de), pp. 205.
- 26.F. L. Versynder ; "High Temperature Alloys for Gas Turbines" edited by R. Bruner and et al., Reidel Pub., London, (1982), pp.1
- 27.W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter and B. Chalmer : Acta Met., Vol. 1, (1953) pp. 428
- 28.J. W. Rutter and B. Chalmer : Can, J. Phys., Vol.31, (1953) pp.15
- 29.L. F. Coffin, Fatigue in Machines and Structures-Power Generation, "Fatigue and Microstructure", pp.1-27, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1979

30.S. S. Manson, "Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue", McGraw-Hill Book Company, New York, 1960.

31."Manual on Low-Cycle Fatigue Testing", ASTM Spec, Tech. Publ. 465, 1969; Constant Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing, ASTM Standard E606-80.

32.Manson S. S., Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue, McGraw-Hill, New York 1966.

33.W. J. Plumbridge and T. Goswami, "Life Prediction - Thermal Fatigue from Isothermal Data", Proc. of the sixth International Conference, Vol. 6 (1991), pp. 85~92.

