

IN738LC 초내열합금에서 미세조직과 고온 피로수명에 미치는 고온등압압축(HIP) 공정의 영향

최 철 · 김두수 · 이영찬 · 박영규* · 김길무* · 김재철

전력연구원 발전연구실 발전설비지원그룹
*충남대학교 재료공학과

Effects of Hot Isostatic Pressing on the Microstructure and High-Temperature Fatigue Life of the Ni-base Superalloy IN738LC

Cheol Choi, Doo Soo Kim, Young Chan Lee, Young Kyu Park, Gil Moo Kim* and Jae Cheol Kim

Power Generation Laboratory, KEPRI, Taejeon 305-380

*Dept. of Materials Engineering, Chungnam National University, Taejeon, 305-764

(1999년 10월 19일 받음, 1999년 12월 27일 최종수정본 받음)

초 록 가스터빈 블레이드 재료로 사용되는 IN738LC 니켈기 초합금 주조재에 대하여 고온등압압축(HIP) 공정에 의한 미세조직 변화와 고온 피로수명에 미치는 영향을 조사하였다. 세부적으로는 HIP 처리에 따른 주조결함 제거와 피로변형 열화재의 물성 재생효과 확인에 중점을 두었으며, 이를 위하여 회전굽힘 피로시험을 실시하고 변형전후의 미세조직을 광학 및 주사전자현미경으로 관찰하였다.

HIP 처리 전후의 미세조직과 피로수명을 비교, 평가한 결과, 주조재와 열처리재의 피로수명 차는 크지 않았으나 HIP 처리재의 피로수명은 이들과 비교하여 평균 60배 이상 증가한 것으로 나타났다. 또한 인위적으로 고온 피로변형을 가한 열화재물 대상으로 반복 HIP 처리한 결과, 열화 변형조직이 신재 상태로 거의 완전히 재생될뿐만 아니라, 재료내에 미세하게 잔존하던 주조결함까지 부가적으로 제거됨에 따라 반복 HIP 처리에 의한 피로수명 연장 효과가 크게 나타났다.

Abstract A study has been made to investigate the effects of hot isostatic pressing(HIPing) on the microstructure and high temperature fatigue lives of the IN738LC, Ni-base superalloy used in turbine blades, with emphasis on the elimination of casting microporosity and fatigue damage through HIP treatments. Microstructure was observed using OM, SEM and the fatigue life was investigated with rotate bending fatigue tester. The results show that the fatigue lives of properly HIP-processed specimens could be extended by a factor of about sixty. In contrast, no comparable life improvement was achieved with heat treatment only. The repetitive HIP treatment was shown to be very effective as a means of rejuvenating the fatigue life of intentionally fatigue-damaged IN738LC by restoration of the initial alloy microstructure and additional removal of fine casting defects which remained in the HIP-processed material.

Key words : casting, hot isostatic pressing(HIP), fatigue, superalloys

1. 서 론

항공기 및 산업용 가스터빈의 고출력, 고효율화를 위한 지속적인 엔진온도 상승 요구는 보다 고온의 가혹한 환경에서도 우수한 기계적 특성을 나타낼 수 있는 새로운 초내열합금에 대한 개발 노력을 가속화시켜 왔다. 현재 발전용 가스터빈에서도 가장 높은 온도와 응력에 노출되는 터빈 블레이드에는 니켈기 초내열합금이 주로 사용되고 있는데, 이것은 니켈기 초합금이 미세한 γ' (Ni_3Al) 상의 석출 강화에 의하여 높은 크리프 저항성과 고온 강도를 가지기 때문이다.^{1,2)} 이러한 초내열합금은 대부분 정밀주조 및 단조에 의하여 제조되는데, 단조재는 조직은 매우 치밀하지만 45% 이상의 γ' 상이 포함되면 열간 가공성이 크게 저하되기 때문에 다량의 γ' 상 형성원소 첨가가 근본적으로 제한되어

고온 특성이 떨어지는 단점을 가진다.³⁾ 이와 대조적으로 주조재는 다양한 합금 조성에 의한 높은 체적분율의 γ' 상의 석출이 가능하기 때문에 고온 기계적특성이 매우 우수하여 고온고압의 극한 환경에 노출되는 터빈 블레이드와 같은 고온 핵심부품에 주로 사용되고 있다.

그러나 주조재는 재료 내부에 많은 주조결함이 내포되고 이러한 결함이 균열 생성 및 전파경로로 작용함으로써 재료 마다의 기계적 특성이 불균일하고 인성이 낮아 피로변형 및 파괴에 민감한 부위에는 적용되기 어렵다.⁴⁻⁶⁾ 이러한 단점을 극복하기 위하여 최근에는 고온고압의 불활성 가스 분위기에서 확산과 크리프 변형 거동을 이용한 고온등압압축(HIP : Hot Isotropic Pressing) 공정을 도입함으로써 제품의 형상 변화없이 주조결함을 비롯한 각종 내부 결함들을 효과적으로 제거할 수 있게 되었다.^{1,5,7,8)} 그러나 초기 주조

Table 1. Nominal chemical composition of Ni-base superalloy IN738LC(wt. %).

Ni	Cr	Co	Al	Ti	W	Ta
Bal.	15.89	8.30	3.45	3.45	2.60	1.90
Mo	Cb	Fe	C	Si	Mn	O
1.80	0.92	0.11	0.10	0.03	0.03	-

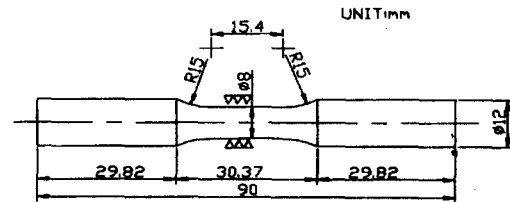
조직이 아무리 건전하다 할지라도 터빈 블레이드와 같은 고온 부품을 장시간 고온 환경에서 사용하게 되면 결정립계에 크립 공공이 생성되고 γ' 상이 조대화되는 등 재질이 열화되어 사용 수명을 크게 단축시키는 것으로 알려져 있으며,^{4,9-13)} 따라서 주조재의 건전성 확보와 함께 열화재의 수명 연장을 위한 적절한 대응책 마련이 매우 중요하다.

본 연구에서는 현재 가스터빈 블레이드용 내열재료로 널리 사용되고 있는 니켈계 초합금(IN738LC)에 대하여 HIP 처리를 실행함으로써, HIP 처리 전후의 미세조직 변화를 관찰하고, 이러한 미세조직 변화가 고온 피로수명에 미치는 영향을 조사하여 재질 재생에 있어서 HIP 처리의 유효성 여부를 확인코저 하였다. 이를 위하여 열처리 및 HIP 공정단계에 따른 미세조직 변화를 관찰하여 반복 HIP 처리가 주조결합의 완전 제거와 열화조직의 재생에 의하여 재료의 사용 수명을 효과적으로 연장시키는지 여부를 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 진공 정밀주조하여 봉상형태의 주괴(ingot)로 제조한 IN738LC 니켈계 초내열합금을 사용하였으며, 그 합금조성을 표 1에 나타냈다. 열처리는 대기중 1120℃에서 2시간 용체화 처리한 것을 다시 845℃에서 24시간 등온시효한 후 공냉하여 조대한 입방형의 1차 γ' 상과 미세한 구형의 2차 γ' 상이 서로 혼재한 2중 γ' 조직을 얻었다.²⁾ 그러나 주조재와 열처리재에 1%가 넘는 높은 체적분율의 주조결합이 내포되어 물성이 열악함에 따라, 열처리재를 다시 HIP 처리하여 결합을 크게 제거시킨 1차 HIP 처리재를 표준 조직으로 정하였다. 1차 HIP 처리후에는 고온(760℃) 피로수명의 33% 수준까지 피로변형을 가한 후, 다시 동일 조건으로 반복 HIP 처리(2차 HIP 처리재)하여 피로변형에 의한 재질 열화가 HIP 처리에 의해 완전히 신재 수준으로 회복되는지의 여부를 확인하였다.

피로시험 내부결합 제거와 열화조직의 재생처리를 위한 HIP 처리는 ABB社의 QUINTUS 장비를 이용하여 1200℃, 100MPa, 4시간의 조건으로 실시하였다. HIP 처리후에는 대기중에서 열처리함으로써 도입될 수 있는 시험 표면 산화층 형성에 의한 악영향을 배제하기 위해 상기와 같은 후열처리는 행하지 않았다. 각 공정 단계별로 IN738LC 합금의 피로수명을 평가하기 위한 피로시험은 SHIMADZU社의 Model H7 회전 굽힘 피로시험기를 사용하여 323MPa의 굽힘응력 조건에서 2000rpm(~33Hz)의 회전속도로 대기중 760℃에서 수행하였다. 피로시험은 그림 1과 같은 직경이 8mm이고 평행부 길이가 15.4mm인 봉상 시험편을 사용하였다.



피로 시험편

Fig. 1. Dimensions of rotary bending fatigue test specimen.

각각의 공정에 따른 γ' 상, 탄화물 및 결합의 조직 변화를 관찰하기 위하여 HIP 처리 및 고온 피로변형 전후의 미세조직을 비교관찰하였다. 내부결합 제거효과 확인을 위해서 1 μ m 수준까지 다이아몬드 연마제로 기계적 연마한 것을 그대로 광학현미경으로 관찰하였다. γ' 상 형상변화 관찰을 위한 주사전자현미경(SEM) 관찰은 EDS가 장착된 Jeol JSM-5410LV를 이용하여 가속전압 20kV에서 관찰하였으며, 이를 위한 시험편은 증류수(170ml) + 질산(20ml) + 빙초산(10ml) 용액으로 1.5V의 조건으로 1분 10초간 전해 애칭하였다. 결합 및 석출물의 크기와 체적분율 등을 비교조사하기 위하여 Leica의 Quantimet 600 시스템을 이용하여 이미지 분석을 실시하였으며, 각각의 상의 크기는 측정 면적을 원으로 환산하였을 때의 환산 직경을 이용하여 비교하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 HIP 처리에 의한 주조결합 제거

그림 2와 표 2에 IN738LC 주조재의 광학현미경 사진과 주요 미세조직 인자를 열처리 및 HIP 공정별로 나타냈다. 그림으로부터 as-received 주조재와 열처리재에서 직경 100 μ m 전후의 조대한 내부결합이 평균 1.04~1.55%의 매우 높은 체적분율로 존재하는 반면, HIP 처리후에는 내부결합이 거의 완전히 제거($\leq 0.0037%$)되어 광학현미경 수준에서 쉽게 관찰되지 않음을 알 수 있다. 주조재 및 열처리재에서 발견되는 결합은 모두 주조공정에서 도입된 주조결합^{5,9)}으로 각각의 크기는 일부를 제외하고는 보통 100 μ m 미만이지만 합금원소의 편석과 마찬가지로 수지상 가지 사이에 작은 결합들이 집중 분포함으로써 거시적으로는 수백 μ m 수준의 보다 큰 결합의 역할을 하였다. 그림 2에서 주조재와 열처리재 조직을 상호 비교해보면 열처리후에 평균 결합 크기와 체적분율이 약간 줄어든 것으로 나타나지만, 시험편과 부위마다 조직이 매우 불균일함을 감안하면 근본적으로 두 조직 사이에 큰 차이가 없는 것으로 판단된다. 이것은 수십~수백 μ m의 조대한 주조결합이 단순 열처리만에 의해서 제거될 수 없음을 의미한다.¹⁴⁾ 그러나 수 μ m 수준

Table 2. Microstructural parameters for various microstructures of Ni-base superalloy IN738LC.

	as-cast	heat-treated	1st-HIPed	2nd-HIPed
γ' size (μm)	0.25	0.64/0.21	0.38	0.60
γ' area (vol.%)	83	81	78	89
Carbide size (μm)	4.94	5.11	4.05	4.46
Carbide area (vol.%)	2.37	2.81	1.05	0.73
Defect size (μm)	22.13	15.53	< 9.46	-
Defect area (vol.%)	1.55	1.04	< 0.0037	-

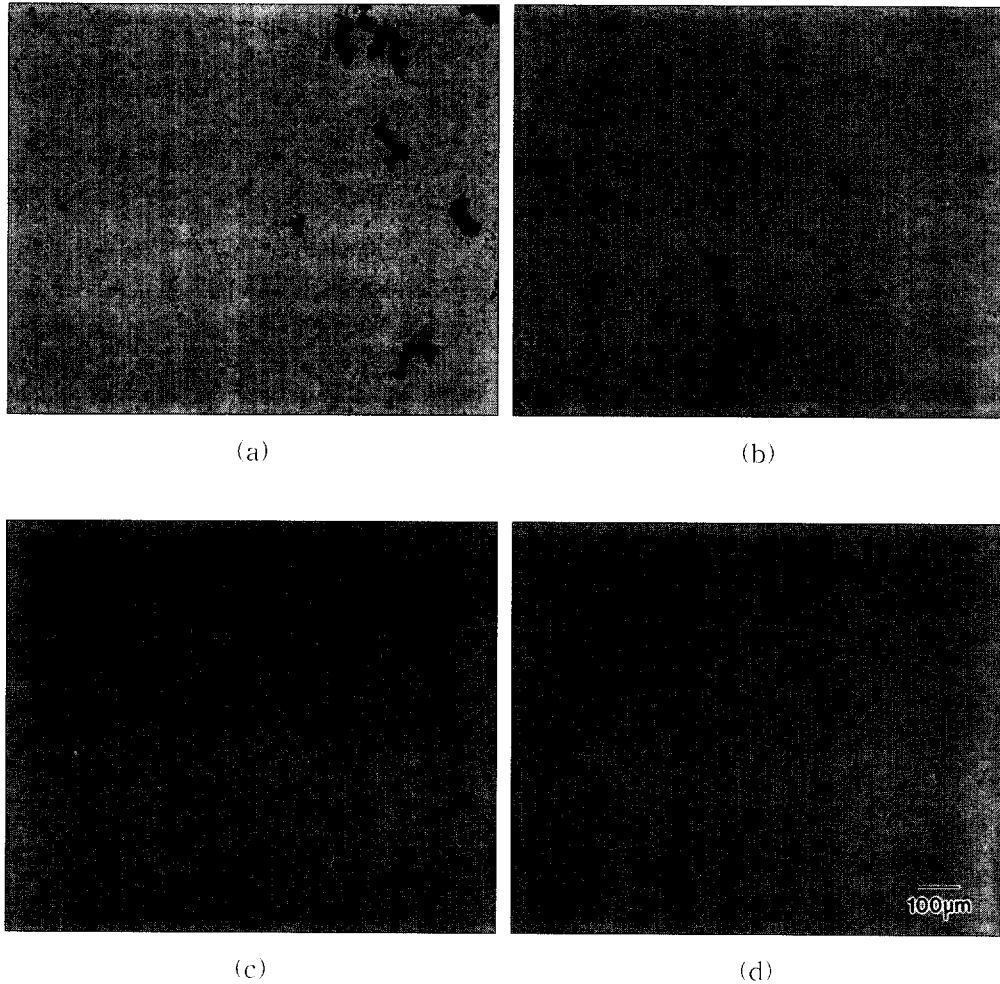


Fig. 2. Influence of HIP and heat treatments on the optical microstructures of (a) as-cast, (b) heat-treated, (c) 1st-HIPed and (d) 2nd-HIPed IN738LC.

으로 매우 미세한 결함의 경우에는 대기압에서 단지 소결 열처리 (sintering heat treatment) 함에 의해서도 소멸되거나, 입계 이동에 의하여 결함이 입내에 남겨짐으로써 입계 확산에 의한 더 이상의 성장을 억제할 수 있는 것으로 보고되고 있다.¹⁵⁾

주조재 및 열처리재와는 대조적으로 열처리재를 대상으로 HIP 처리한 1차 HIP 처리재 조직에서는 시편 표면과 연결된 결함을 제외하고는 시편 내부에서 거의 결함이 관찰되지 않았다(그림 2(c)). 즉, HIP 처리전에 관찰되었던 수십~수백 μm 의 조대한 주조결함들이 거의 완전히 제거된 건전 조직을 나타낸다. 이것은 HIP 처리가 수백 μm 수준으로

매우 조대한 내부결함 제거에 효과적으로 적용할 수 있음을 의미한다. 그러나 결함이 시편의 표면부에 집중된 경우에는 그림 3과 같이 HIP 처리의 효과가 전혀 나타나지 않았으며, 이로 인하여 전체 시험편의 약 18%는 HIP 처리후에도 10만 사이클 미만의 매우 짧은 피로수명을 나타냈다.

광학현미경으로 잘 관찰되지 않는 미소한 결함의 존재를 확인하기 위하여 주사전자현미경으로 에칭된 미세조직을 관찰하였다. 그림 4는 100만 사이클 이하의 비교적 짧은 피로수명을 보였던 1차 HIP 처리재 조직에서 관찰되는 극미량의 잔존 결함인데, 모두 시편 표면부에서만 관찰되는 것이 특징이다. 이것은 HIP 처리전에 코팅과 같은 표면처

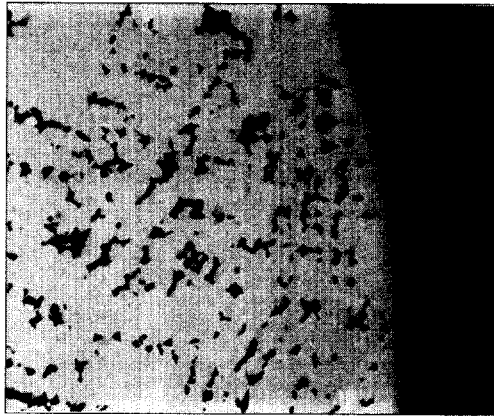
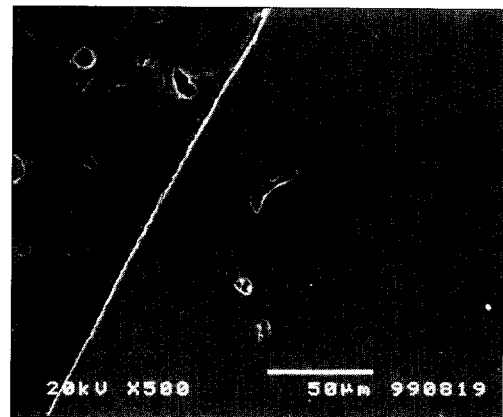


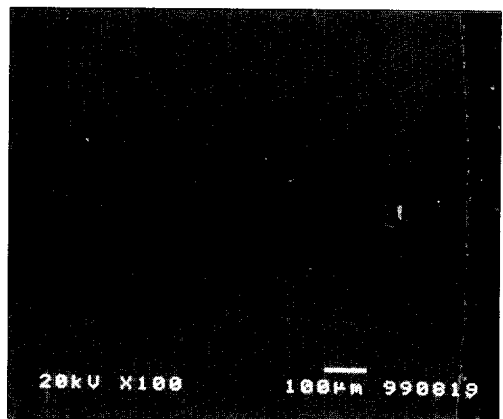
Fig. 3. Surface connected porosity on the edge of cross-sectional specimen surface after HIP processing.

리를 행하지 않을 경우, 결합이 3차원적으로 표면과 연결되어 시편의 중심부보다 표면부에서의 HIP 처리 효과가 보다 낮을 수 있는 가능성을 제시한다. 1차 HIP 처리재에서 관찰되는 잔존 결합은 대부분 10 μm 이내의 매우 작은 크기를 가지지만 국부적으로는 그림 4(b)와 같이 최대 50 μm 까지의 확산 직경을 가지기도 한다. 그러나 반복 HIP 처리함에 따라 주조결합이 부가적으로 제거되어 2차 HIP 처리재 조직에서는 주사전자현미경 수준에서도 결합이 거의 관찰되지 않는 매우 건전한 조직을 나타냈다(그림 2(d)). 이것은 1차 HIP 처리후에 소멸되지 않고 재료내에 잔존한 결합의 크기가 충분히 작고(평균 8.5 μm), 피로변형중에 HIP 처리 효과가 전혀 나타나지 않는 표면결합을 가진 시편이 모두 조기 파단되어 2차 HIP 처리에서 제외된 것에 대부분 기인한다.

그러나 이것은 아무리 조대한 결합이라도 HIP 처리를 반복하기만 하면 모든 내부결합이 완전히 제거될 수 있음을 증명하지는 않는다. 반복 HIP 처리가 주조결합 제거에 매우 효과적이긴 하지만 인위적으로 결합을 도입한 시편을 대상으로 한 HIP 처리 실험¹⁶⁾에서는 일정 크기 이상의 매우 조대한 결합의 경우, 형상과 위치에 따라 소멸 용이도가 크게 달라지는 것으로 나타났다. 즉, 동일한 확산 직경을 가지더라도 결합의 형태가 구형보다는 한 방향으로 길쭉하게 늘어진 형태를 가질수록(즉, 종횡비(aspect ratio)가 클수록) 소성변형에 의한 결합 내벽의 접촉이 쉽고 확산접합(diffusion bonding)에 의한 결합의 제거가 용이한 것으로 나타났다. 그러나 HIP 처리에 의한 결합제거 효과는 곡률 반경을 결정하는 결합의 형상외에도 표면 에너지에 영향을 미치는 결합 내면의 청정도와 분위기 및 결합내부의 가스압 등이 복합적으로 작용하기 때문에 아직까지 정확한 기구 규명이 이루어지지 않고 있다. 단지, 결합이 소멸되는 과정에서 결합이 구형의 형상을 계속 유지하기보다는 결합의 원주 방향을 따라 비대칭적인 소성변형이 발생하고 이러한 변형 부위를 중심으로 확산접합이 우선적으로 진행됨으로써 점진적으로 결합이 달리는 것으로 보고되고 있다.²⁾ 따라서 본 실험에서 조대한 주조결합이 반복 HIP 처리에 의해 완벽하



(a)



(b)

Fig. 4. Microporosity revealed by scanning electron microscopy after 1st HIP treatment.

게 제거될 수 있었던 주 요인은 주조결합의 형상이 구형이 아닌 오목하거나 길게 찌그러진 불규칙 형상을 가지기 때문으로 판단된다.

3.2 HIP 처리에 의한 γ' 열화조직 재생 효과

주사전자현미경으로 관찰한 HIP 처리 전후의 γ' 열화조직 변화를 그림 5에 나타냈다. 그림 5(b)의 as-cast 조직에서 발견되는 γ' 상의 체적분율과 크기는 각각 83%와 0.25 μm 정도로, 비교적 치밀하고 미세한 조직을 보인다(표 2 참조). 또한 γ' 상의 형상은 완전 입방형이 아닌 구형과 입방형 사이의 중간 형태를 보이는데, 이것은 γ' 상의 크기가 충분히 작아 기지(γ 상)와의 격자 불일치도에 따른 탄성변형 에너지가 작기 때문으로 판단된다. γ' 상외에 평균 5 μm 크기의 다각형(blocky) MC 탄화물이 2.4% 정도의 체적분율을 가지면서 기지 γ 상 내에 석출하는데, 부위에 따라 분포도가 상당히 불균일하게 나타났다(그림 5(a)). 이러한 주조조직을 대상으로 γ' 상의 체적분율과 크기 분포를 최적화하고자 적절한 조건으로 열처리하였으며,^{1,2,17)} 그 대표적인 조직을 그림 5(c,d)에 보였다. 열처리 조직은 0.64 μm 정도의 입방형 1차 γ' 상에 0.21 μm 정도로 보다 미세한 구형 2차 γ' 상이 서로 혼재한 2중 γ' 조직을 나타낸다.^{2,17)} 일반

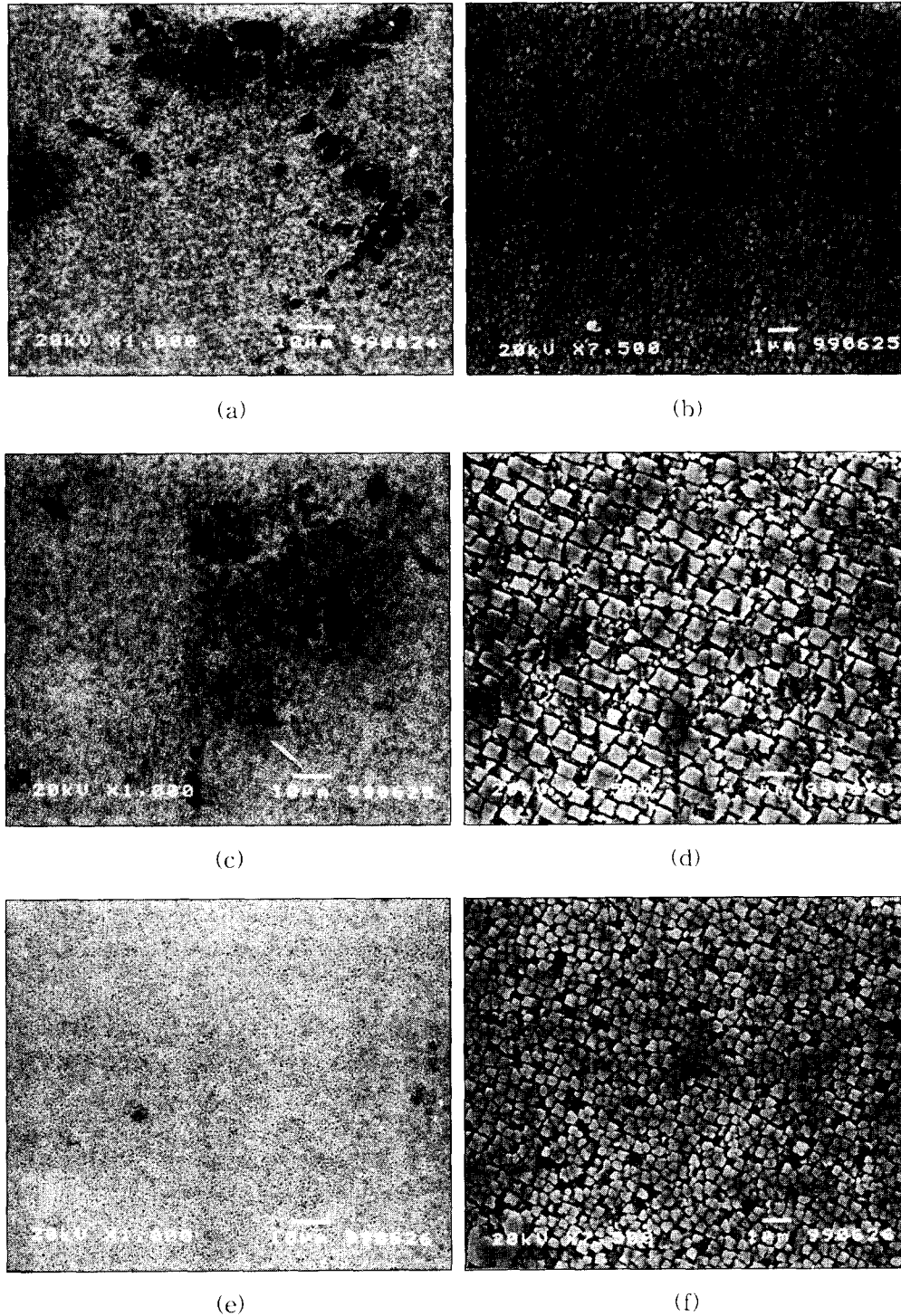


Fig. 5. Scanning Electron micrographs showing the γ' precipitate structures in (a,b) as-cast, (c,d) heat-treated, (e,f) 1st-HIPed, (g,h) 1st fatigue deformed, (i,j) 2nd-HIPed and (k,l) 2nd fatigue deformed IN738LC.

적으로 845°C에서 24시간동안 행하는 2차 시효처리는 기존의 1차 γ' 상외에 보다 미세한 2차 γ' 상을 추가 석출시켜 전위의 이동을 효과적으로 억제함으로써 고온에서 강화효과를 가지게 한다.

열처리를 행하지 않은 1차 HIP 처리 직후의 미세조직은 as-cast 조직과 마찬가지로 미세한 단일 γ' 상 조직을 나타낸다(그림 5(e)). 여기서 γ' 상의 크기는 0.38 μm 정도로 주조조직에서보다 다소 증가하였는데, 이는 부분적으로 HIP

처리후의 냉각속도(< 100°C/min)가 잉곳의 응고속도보다 느린 것에 기인하는 것으로 사료된다. 또한 γ' 상의 형상이 보다 입방형에 접근하고 체적분율이 대략 78%로, 주조재(83%)보다 치밀도가 낮게 나타났다. 그러나 1차 HIP 처리재를 대상으로 760°C에서 피로수명의 33%에 해당하는 고온 피로변형(323MPa에서 200만 사이클)을 가한 시편의 변형조직은 상기 열처리 조직과 거의 동일한 2중 γ' 상 구조를 보인다(그림 5(h)).

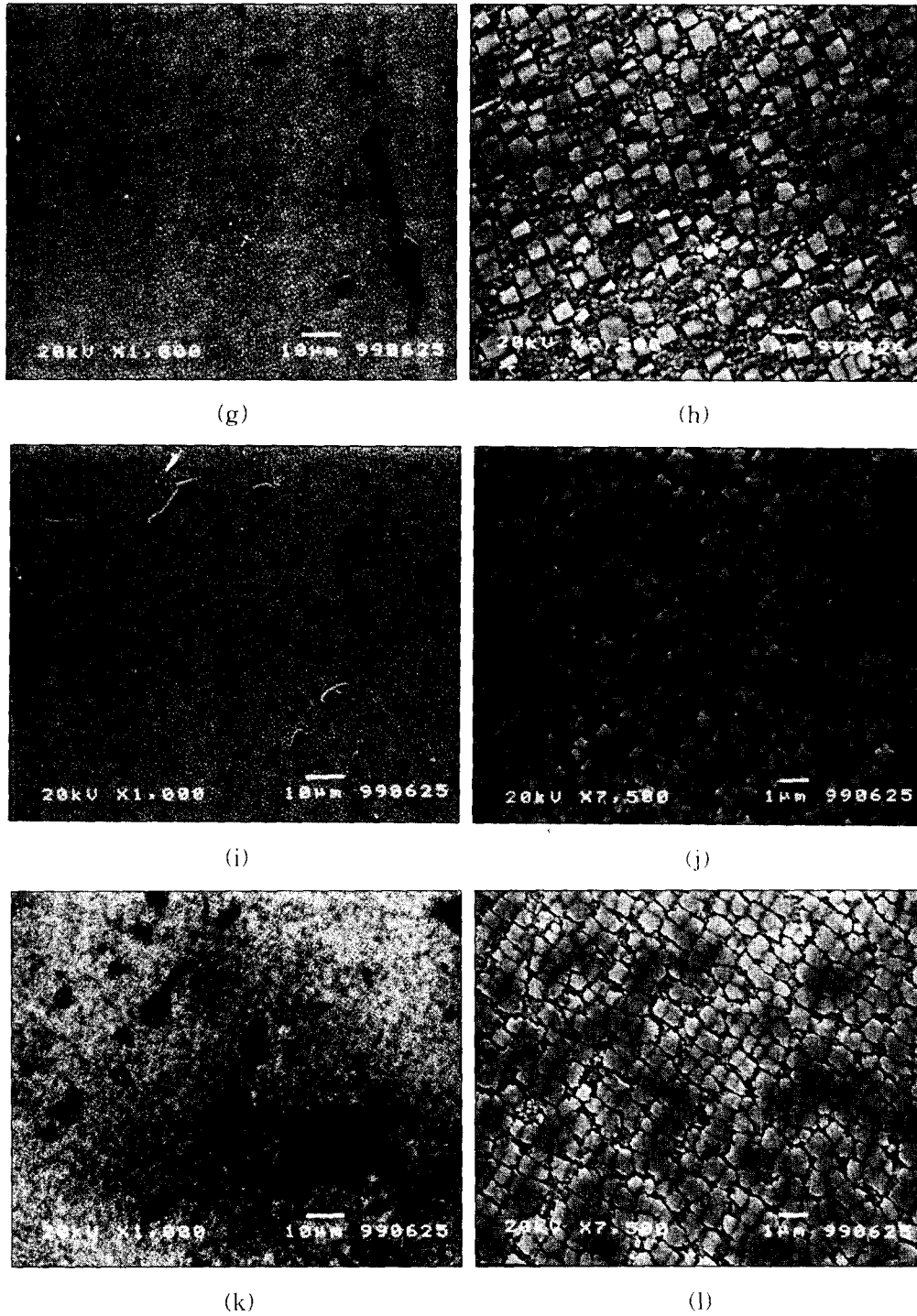


Fig. 5. Continued

1차 HIP 처리후 760℃에서 200만 사이클동안 고온 피로변형을 받은 시편을 다시 동일 조건으로 반복 HIP 처리한 시편의 주사전자현미경 조직을 그림 5(i,j)에 나타냈다. 그림에서 고온 피로변형 조직이 변형전의 1차 HIP 처리재 수준으로 회복됨을 알 수 있다. 그러나 2차 HIP 처리재가 as-cast 및 1차 HIP 처리재 조직과 같은 단일 γ' 상 조직을 보이지만, γ' 상이 0.60 μm 수준으로 매우 조대하며 단순 입방형이 아닌 분리입방체¹⁸⁾의 형상을 가진다는 점에서 엄밀한 의미에서의 초기 조직(1차 HIP 처리재 조직)으로 재

생되지 않음을 알 수 있다. 일반적으로 γ' 상의 형상은 HIP 처리후의 냉각속도 차이에 크게 의존하는데,¹⁹⁾ 동일한 냉각 속도에도 불구하고 γ' 상이 1차 HIP 처리재 조직과 다른 크기와 형상을 가지는 것은 부분적으로 2차 HIP 처리재가 상당한 피로변형 에너지를 내포하였기 때문으로 사료된다. 즉, 고온 피로변형에 의한 변형 에너지가 HIP 처리시 완전히 제거되지 않고 변형장(strain field)의 형식으로 잔존하여 냉각시 γ' 상의 핵생성에 격자불일치(lattice misfit) 등으로 영향을 미친 것으로 판단된다. 일반적으로 γ' 상의 크

기가 증가할수록 석출물 주위의 변형장이 증가하며, 이 때 탄성 변형에너지를 낮추기 위해 석출물의 형상이 구형에서 입방체로, 입방체에서 다시 doublet 혹은 octet와 같은 분리입방체로 나뉘어지는 것으로 알려져 있다.¹⁸⁾ 그러나 이것은 γ 상의 형상 변화에 따른 계면에너지 증가에 의해 제한되며, 두 변수의 합이 최소가 될 때 안정화된다. 2000만 사이클 이상의 2차 고온 피로변형을 받은 최종 변형조직도 1차 HIP 처리후 피로 변형조직과 유사한 2중 γ 상 조직을 가지지만, 1차 γ 상의 조대화 현상이 두드러진 특징을 가진다(그림 5(k,l)).

3.3 고온 고주기 피로수명 평가

고주기 피로특성은 시편의 표면 및 내부의 결함 유무에 매우 민감하기 때문에 HIP 처리에 따른 결함 제거 효과를 확인하는데 대단히 효과적이다.⁶⁾ 그림 6은 회전 굽힘 피로 시험기를 사용하여 760°C, 323MPa의 응력 및 온도조건에서 IN738LC 주조재의 열처리 및 HIP 공정에 따른 평균 피로 수명치를 비교하여 나타낸 것이다. 그림에서 as-received 주조재와 열처리재의 피로수명은 HIP 처리재와 비교하여 극도로 열악하여 수만~30만 사이클 범주내의 매우 짧은 피로수명을 보인다. 이것은 이미 그림 2에서 확인한 바와 같이 주조 및 열처리조직에 1%가 넘는 높은 체적분율의 주조결함이 내포되었기 때문으로 판단된다. 또한 그림 6에서 열처리 조직이 as-cast 조직보다 다소 긴 피로수명을 가지는 것은 단순 열처리에 의한 소결 효과보다는, 1, 2차 γ 상이 서로 혼재한 2중 γ 조직을 가짐으로써 피로균열 전파저항성이 증가하였기 때문으로 생각된다.

760°C에서 10만 사이클 전후의 짧은 피로수명을 보이는 열처리재의 피로 파단면 사진을 그림 7에 나타냈다. 그림에서 열처리재의 피로개시점에 조대한 주조결함이 존재함을 보이는데, 이것은 시편 표면부와 연결된 주조결함이 매우 용이한 피로균열 생성처로 작용함을 의미한다. 즉, 시편 표면과 연결된 결함이 존재할 경우, 국부적으로 응력이 집중되고 변형이 불균일해짐에 따라 균열의 생성이 용이해지고 내부의 다른 결함과 쉽게 연결되어 매우 짧은 피로수명을 나타내게 된다. HIP 처리에 의하여 쉽게 제거될 수 있는 결함의 형태를 그림 8에 나타냈는데, 결함의 크기가 수 μm ~ 수십 μm 수준으로 비교적 작고, 둥글거나 다소 길쭉한 형상을 가지는 것이 특징이다. 특히 그림 8(b)는 100 μm 이내의 작은 주조결함들이 수지상 사이에 국부적으로 집중되어

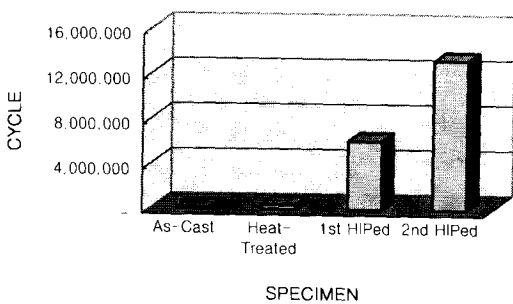
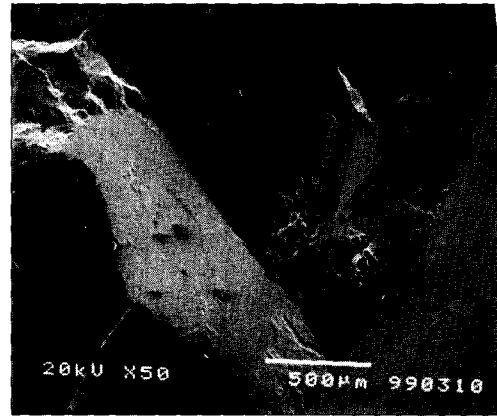
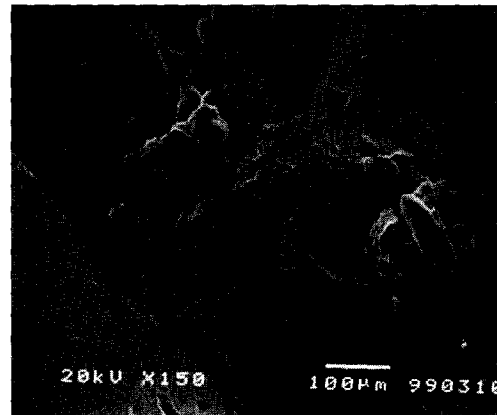


Fig. 6. Comparison of the average 760°C fatigue lives of IN738LC in the as-cast, heat-treated and HIP condition.



(a)

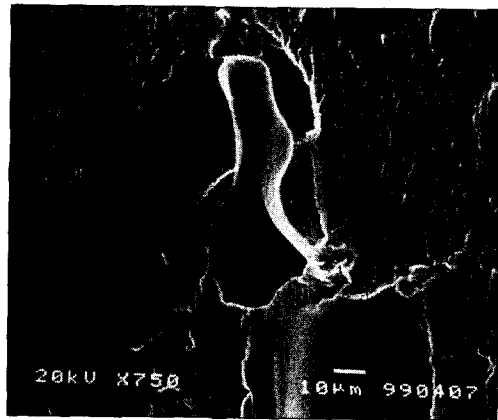


(b)

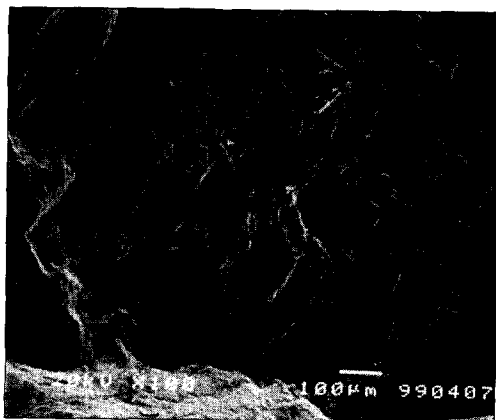
Fig. 7. Fatigue fracture surface of heat-treated IN738LC at a maximum stress of 323MPa at 760°C in air. (150,000 cycles to failure)

전체적으로는 수백 μm 의 조대한 결함과 같은 역할을 하지만, 각각의 결함에 있어 내벽간의 폭이 좁아 HIP 처리에 의한 제거가 용이한 것으로 판단된다. 그러나 하나의 결함 크기가 1000 μm 수준으로 매우 조대한 경우에는 HIP 처리에 의한 소멸 여부가 결함의 형상에 크게 의존하는데, 결함 크기가 증가할수록 소멸 구동력도 함께 증가하기 때문에 한번의 HIP 처리에 의해 완전히 제거되지는 못하더라도 상당한 크기 감소는 가능할 것으로 생각된다.²⁰⁾

As-cast 및 열처리재와는 대조적으로 HIP 처리한 시편에서는 피로수명이 수십배 증가한 것으로 나타났다. 1차 HIP 처리재의 경우, 표면부에 결함이 존재함으로써 10만 사이클 미만의 비정상적 피로수명을 보인 18% 정도의 시편들을 제외한 나머지 시편들에 대하여 평균 피로수명을 계산한 결과, 대략 600만 사이클의 피로수명을 보였다(그림 6). 그림 9(b,d)는 1000 μm 범위내에 집중된 주조결함들이 시편 표면과 3차원적으로 연결되어 HIP 처리에 의해 제거되지 못하고 비정상적으로 짧은 피로수명(약 7만 사이클)을 보였던 1차 HIP 처리재 시편의 피로파단면 사진이다. 이것은 결함 자체의 열린 구조로 인하여 HIP 처리시에 등



(a)



(b)

Fig. 8. Examples of microporosity in the heat-treated IN738LC.

방향 압축력이 가해지지 않아 잔존한 것이며, 본질적으로 표면 코팅이나 encapsulation 등의 전처리 없이는 표면부 결함의 완전 제거가 불가능함을 의미한다.¹⁹⁾ 이러한 표면 결함들은 그 크기가 아무리 작더라도 다른 부위에 비해 월등히 높은 국부 응력집중을 나타내고 변형이 집중되기 때문에 기계적 특성을 크게 저하시키게 된다.

이와 대조적으로 800만 사이클 정도로 긴 피로수명을 보인 시편의 경우에는 그림 9(a)와 같이 깃털 모양의 피로형상(feathery fatigue marking)으로 둘러싸인 평탄하고 및 및한 파단 개시점이 발견된다. 이러한 영역을 다시 확대해보면 그림 9(c)와 같이 미세한 잔존 결함이 파단 개시점의 중심부에 위치한 것을 알 수 있다. 따라서 HIP 처리에 의해 완전히 제거되지 않고 잔존한 결함이 국부 응력집중점으로 작용함으로써 피로균열을 생성시킨 것으로 사료되며, 따라서 아무리 작은 체적분율과 크기의 결함이라 할지라도 일단 재료내에 잔존하면 피로수명을 크게 단축시킬 것이 예상된다.

1차 HIP 처리재의 평균 피로수명의 33%에 해당하는 200만 사이클의 고온 피로변형을 가한 후 다시 동일 조건으로 2차 HIP 처리한 시편의 피로 데이터를 그림 10에 1차 HIP 처리재 데이터와 비교하여 나타냈다. 그림에서 2

차 HIP 처리재의 피로수명이 1차 HIP 처리재와 비교하여 2배 가까이 증가하였을 뿐만아니라 시편간의 물성치도 크게 균일해졌음을 알 수 있다. 초기 조직이 건전한 경우에 HIP 처리는 열화된 재질을 다시 건전한 초기 상태로 재생시킬뿐이지 그 이상으로 재질을 향상시키는 것이 아니기 때문에 2차 HIP 처리재의 피로 수명이 현저히 증가했다는 것은 1차 HIP 처리재 조직 자체가 완전한 건전 조직이 아니었음을 의미한다. 즉, 이것은 반복 HIP 처리가 고온 피로에 의한 변형 및 조직 열화를 회복시킬 뿐만아니라 1차 HIP 처리후에도 재료내에 미량 잔존하던 결함들까지 부가적으로 제거하였기 때문으로 판단된다. 실제로 한번의 HIP 처리후에도 소멸되지 않고 그림 4와 같이 재료내에 잔존해 있던 결함들이 반복 HIP 처리에 의해 완전히 제거됨으로써 2차 HIP 처리재 조직에서는 주사전자현미경 수준에서도 결함이 거의 발견되지 않았다. 결국 다단계 HIP 처리를 함에 따라 이전 HIP 처리 단계에서 완전히 제거되지 않은 내부 기공등이 반복되는 HIP 처리에 의해 조금씩 작아지고, 최종적으로는 완전히 소멸되는 것으로 사료된다. 즉, HIP 처리시 가스압 상승/감소에 따른 소성변형이 장시간 고온 유지에 따른 확산 효과 이상으로 결함제거에 중요하게 작용한다고 생각할 수 있다. 따라서 2차 HIP 처리에 의하여 결함이 거의 대부분 제거되었다면 3차 혹은 그 이상의 HIP 처리를 반복하더라도 그림 6처럼 피로수명이 급격하게 증가하지 않고 2차 HIP 처리재의 피로수명값보다 약간 증가하거나 비슷한 수준을 유지할 것이 예상된다.

3.4 반복 HIP 처리에 의한 피로수명 연장

반복 HIP 처리가 고온 피로수명 연장에 효과적인지를 확인하기 위하여 임의 단계마다 인위적으로 피로시험을 중단한 후 HIP 처리를 수행하고 다시 잔여 피로수명을 측정하였다. As-cast 상태에서의 피로수명을 1로 놓았을 때 반복 HIP 처리에 따른 수명연장 효과를 그림 11에 비교하여 나타냈다. 그림으로부터 주조재를 HIP 처리하여 조직을 치밀화시켰을 때 피로수명이 평균 25배 정도 증가하며, 이후 변형재를 대상으로 일정 변형률 간격으로 HIP 처리를 반복할 때마다 초기 수준 이상으로 피로수명이 회복됨을 알 수 있다. 또한 HIP 처리 적용 시점의 영향을 비교조사하기 위하여 2차 HIP 처리의 경우 각각 1차 HIP 처리재 평균 피로수명의 25% (그림 11의 2nd HIPed-I), 40% (2-II) 선에서, 3차 HIP 처리의 경우에는 2차 HIP 처리재 평균 피로수명의 50% (그림 11의 3rd HIPed-I)와 90% (3-II) 수준에서 각각 피로시험을 중단하고 HIP 처리하였는데, HIP 처리 수행 시점에 따라 다소 다른 경향을 보였다. 즉, 평균 피로수명의 대략 절반 이내에서 HIP 처리를 수행했을 경우에는 피로변형 정도에 무관하게 초기 조직보다 28% 정도 증가한 피로수명이 관찰되었다. 이것은 앞의 미세조직 관찰로부터 확인한 바와 마찬가지로 HIP 처리에 의하여 피로변형에 의한 조직 열화가 대부분 회복되었을 뿐만 아니라 잔존해 있던 미소결함까지 추가 소멸되는 것에 기인하는 것으로 판단된다. 그러나 피로수명의 90% 이상 변형을 받은 시험편을 HIP 처리하였을 경우에는 전과 비교하여 피로수

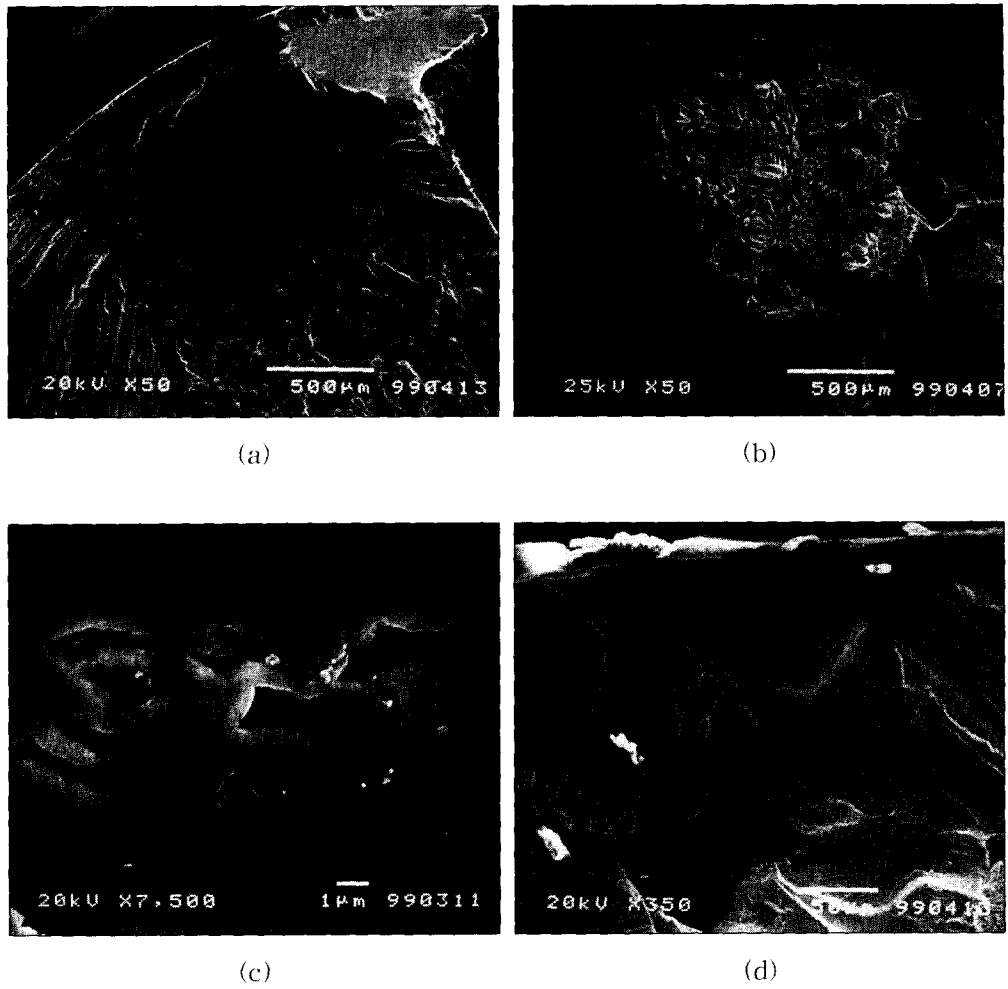


Fig. 9. Scanning electron microscopy fractographs of 1st-HIPed specimen showing the fatigue crack initiation site on the edge of the fracture surface, (a,c) 8,000,000 cycles, (b,d) 70,000 cycles to failure.

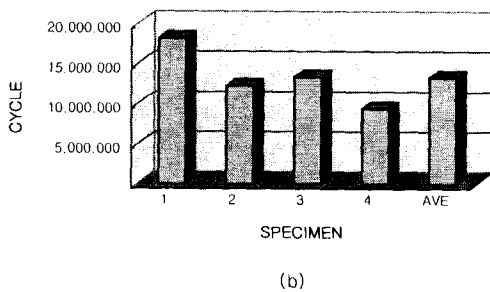
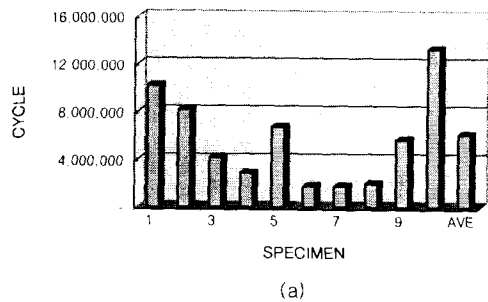


Fig. 10. Effect of HIP on 760°C fatigue properties of (a) 1st-HIPed and (b) 2nd-HIPed IN738LC.

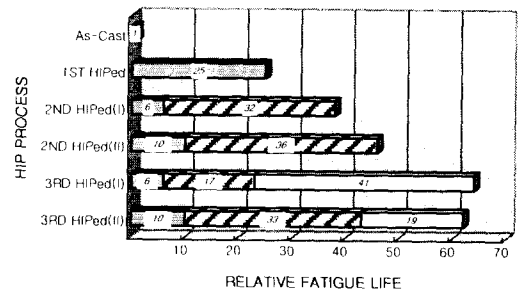


Fig. 11. Effect of periodic HIP on the extension of 760°C fatigue lives of IN738LC.

명이 감소할뿐만 아니라 데이터의 산란현상도 심하게 나타났다. 즉, 일정 수준 이상의 과도한 변형을 받은 시편의 경우에는 시편 표면부에 임계 크기 이상의 피로균열이 발달하여 HIP 처리에 의해 완전히 제거되지 못하는 응력집중점을 제공함을 의미한다. 이것은 피로현상 외에도 크리프 변형이 중요하게 작용하는 실제 터빈 블레이드에 있어서도 수명연장을 위한 HIP 처리 적용 시점의 선정이 매우 중요할 것임을 의미한다. 전체적으로는 HIP 처리 적용 시점에 무관하게 HIP 처리를 반복함으로써 총 피로수명을 1차 HIP 처리

재 수명의 최소 3배 이상 연장하는 것이 가능하며, 이를 통하여 고온구조재의 사용 수명 연장에 있어 HIP 처리가 매우 유용하게 사용될 수 있음을 확인하였다.

5. 결 론

IN738LC 주조재에 대하여 HIP 처리 전후의 미세조직과 피로수명을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) IN738LC 초합금 주조재에 포함된 주조결함은 단순 열처리에 의해서는 거의 제거되지 않고, 국부 응력집중점으로 작용함으로써 고온 피로수명을 극도로 단축시키는 요인으로 작용했다.

2) 고온등압압축 공정은 as-cast 및 열처리재에 내포된 다량의 주조결함을 효과적으로 제거하고 열화된 조직을 회복시킴으로써, HIP 처리전과 비교하여 고온 피로수명이 수십배 연장되고 조직이 균일화되는 경향을 보였다.

3) 시편 표면과 연결된 결함은 HIP 처리에 의해서 제거되지 않고 피로수명 단축의 주 원인으로 작용하였으며, 시편 표면에 존재하는 열린 구조의 결함까지 제거하기 위해서는 표면코팅과 같은 전처리가 선행되어야 할 것으로 판단된다.

4) 결함의 크기, 형상 및 위치에 따라 한번의 HIP 처리에 의해 제거되지 못하고 잔존하는 결함이 관찰되었는데, 형상은 중형비가 증가할수록, 크기는 50 μ m 미만으로 미세할수록 그리고 시편의 표면부보다는 중심부에 위치할수록 HIP 처리에 의한 결함의 제거가 용이한 것으로 나타났다.

5) 일정 변형률 간격으로 HIP 처리를 반복 수행함으로써 고온 피로변형재의 피로수명을 1차 HIP 처리재 대비 최소한 3배 이상 연장시키는 것이 가능하였으며, HIP 처리 효과의 극대화 및 경제성 확보를 위해서는 적절한 HIP 처리 적용 시점의 선정이 매우 중요한 것으로 판단된다.

참 고 문 헌

1. R.A. Steven and P.E.J. Flewitt : J. Mat. Sci., **13** (1978) 367.
2. R.A. Stevens and P.E. Flewitt : Mater. Sci. Eng., **37** (1979) 237.
3. T. Khan, P. Caron, and Y. Nakagawa : JOM, **38** (1986) 17.
4. R. Castillo and A.K. Koul : in "High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications", Proceedings of Conference, W. Betz et al (Ed.), Reidel Publishing Co., (1986) 1395.
5. R. Castillo, A.K. Koul, J.P. Immarigeon and P. Lowden : Advances in High Temperature Structural Materials and Protective Coatings, A.K. Koul et al (Ed.), National Research Council of Canada, Ottawa (1994) 147.
6. C.S.C. Lei, W.E. Frazier and E.W. Lee : JOM, **49** (1997) 38.
7. M. Lamberights, E. Diderrich, D. Coutsouradis, E. de Lamotte, J.M. Drapier, and E. Deridder : in "Superalloys 1980", Proceedings of Conference, J. K. Tien et al (Ed.), ASM, Metals Park, Ohio (1980) 285.
8. W.J. van der Vet : in "Maintenance in Service of High Temperature Parts", Proceedings of AGARD Conference, **317** (1981) 11-1.
9. A.K. Koul, J-P. Immarigeon, R. Castillo, P. Lowden and J. Liburdi : in "Superalloys 1988", Proceedings of Conference, S. Reichman et al (Ed.), Champion, Pennsylvania, (1988) 755.
10. R. Castillo, A.K. Koul and J-P. A. Immarigeon : in "Superalloys 1988", Proceedings of Conference, S. Reichman et al (Ed.), TMS, Warrandale (1988) 805.
11. M. Lamberights, Ch. Lecomte-Mertens and P. Vierset : in "High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications", Proceedings of Conference, W. Betz et al (Ed.), Reidel Publishing Co., (1986) 821.
12. S. Draper, D. Hull, and R. Dreshfield : Metall. Trans., **A20** (1989) 683.
13. M. Lamberights, Ch. Lecomte-Mertens and P. Vierset : in "High Temperature Alloy for Gas Turbine and Other Applications", Proceedings of Conference, W. Betz et. al. (Ed.) Elsevier, New York (1986) 821.
14. G. VanDrunen and J. Liburdi : Proceedings of the Sixth Turbomachinery Symposium, London (1979) 439.
15. A. Baldan : J. Mat. Sci., **26** (1991) 3409.
16. 김재철, 박영규, 이영찬, 최 철, 김두수 : 한국전력공사 전력연구원 최종보고서 (TR.96GS05.S1999.348) (1999) 108.
17. J.C. Beddoes and W. Wallace : Metallography, **13** (1980) 185.
18. M.J. Kaufman, P.W. Voorhees, W.C. Johnson and F.S. Biancaniello : Metall. Trans., **A20** (1989) 2171.
19. K.C. Antony and J.F. Radavich : in "Superalloys 1980", Proceedings of Conference, J.K. Tien et al (Ed.), ASM, Metals Park, Ohio (1980) 257.
20. H.V. Atkinson and B.A. Rickinson : Hot Isostatic Processing, Adam Hilger, Lorfok (1991) 21.