

니켈기 초내열합금의 고온연성거동에 관한 연구

이청래* · 엄상호* · 김성욱* · 최 철** · 이창희*

*한양대학교 신소재공학부

**한전 전력연구원 기술정책실 신기술센터

A Study on Hot Ductility Behavior of Ni-based Superalloys

Choung-Rae Lee*, Sang-Ho Um*, Sung-Wook Kim*, Cheol-Choi** and Chang-Hee Lee*

*Division of Materials Science and Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

**Power Generation Lab., Korea Electric Power Research Institute, Dae-jon 305-380, Korea

Abstract

Plasma transferred arc welding (PTAW) has been taken into consideration for repairing Ni-based superalloy components used gas turbine blades. Various cracks has been generally reported to be found in the base metal heat affected zone(HAZ) along grain boundary. Thus, hot cracking susceptibility of Ni-based superalloys was evaluated according to heat treatments. Hot ductility test was conducted on specimens with solution treated at 1120°C for 2 hours and aging treated at 845°C for 24hours after solution treatment. The results of the hot ductility test appeared that solution treated specimens were the highest ductility recovery rate among three conditions. The loss of ductility at high temperature in Ni-based superalloy was mainly controlled by the degree of grain boundary wetting due to constitutional liquation of MC carbide precipitates. Meanwhile, the highest ductility recovery rate in solution-treated alloys seems to be lack of M23C6, which can be dissolved during heating and then result in the local enrichment of Cr in the vicinity of the grain boundary.

* Corresponding author : bluecome@ihanyang.ac.kr

(Received December 29, 2003)

Key Words : PTAW(Plasma Transferred Arc Welding), Hot cracking susceptibility, Hot ductility, Liquation, Ni-based superalloy

1. 서 론

최근 원자력 발전소의 감소추세와 환경문제로 인해 고효율 복합발전 개발에 관심이 집중되고 있으며, 발전용 가스터빈의 수요도 꾸준히 증가하고 있는 추세이다. 니켈기 초내열합금인 GTD111과 IN738LC는 고온에서 높은 강도를 유지하며 동시에 크리프(creep)저항성과 내부식성 및 내산화성이 우수한 소재로 1100°C급 가스터빈용 고온부품으로 많이 사용되어지고 있으나¹⁾ 장시간 고온·고압의 열악한 환경에 노출됨으로서 고온 손상이 발생하고 그 정비 회수율 또한 매우 낮아 손상품을 정비하여 사용수명을 연장하고 발전원가를 절감시

킬 수 있는 재생기술이 필요하다. Fig. 1(a)는 실제 가스터빈블레이드의 손상사례를 보여주고 있다. 이러한 손상된 가스터빈블레이드의 재생기술로써 PTAW(Plasma Transferred Arc Welding)을 이용한 육성 용접법이 적용되고 있지만²⁾ 일반적으로 GTD111과 IN738LC는 고온균열감수성이 매우 높은 것으로 알려져 있어 그 재생에 있어서 많은 어려움이 있다. 실제 PTAW의 보수용접을 실시한 결과 Fig. 1(b)와 같이 용접부의 열영향부에 균열이 관찰되었다. 현재 고온균열은 결정입계에 액상이 존재함에 따라 용접시 응력에 의해 발생하는 것으로 알려져 있고, 그 원인으로는 초기 용융(incipient melting)과 조성적 액화(constitutional liquation)에 의한 액상의 형성을 들 수 있다³⁻⁶⁾. 본

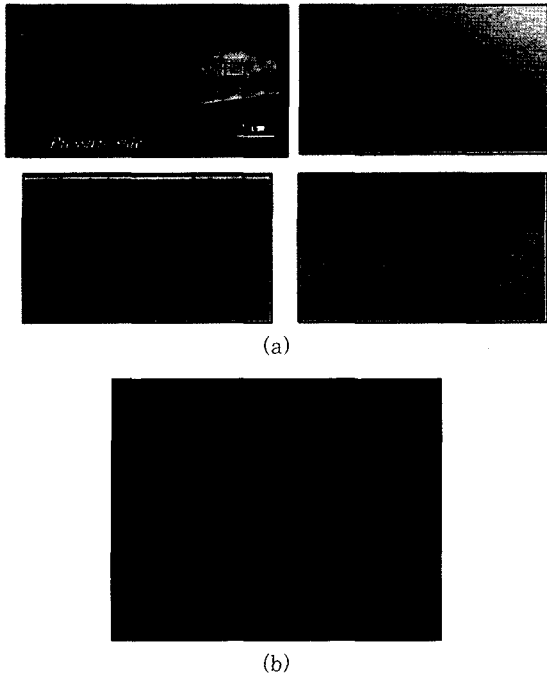


Fig. 1 (a) Features of the damaged turbine blade
(b) Features of cracks observed in the IN738LC PTA weld HAZ

연구에서는 이러한 니켈기 초내열합금의 육성용접시 발생하는 열영향부(Heat Affected Zone)의 고온균열을 분석하여 그 원인을 파악하고자 하였고, 고온균열평가에 널리 사용되고 있는 글리블시스템(Gleeble system)을 이용한 고온연성실험을 실시하여⁴⁻⁷⁾ 열처리에 따른 고온연성거동을 파악하고 고온균열감수성을 평가하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 사용재료

본 연구에 사용된 IN738LC와 GTD111은 정밀주조한 판상시편으로 10mm×150mm×90mm크기로 제작

하였다. 두 합금의 성분은 Table 1에 제시한 것처럼 유사한 화학조성을 가지고 있다. 이들 합금은 다시 보수재생정비시 시편에 적합한 열처리조건을 찾기 위해 Table 2에 제시한 열처리조건에 의해 용체화처리(solution treatment)와 시효처리(aging treatment)를 실시하였으며, 모든 열처리는 진공분위기에서 실시되었고, 공냉에 의해 냉각되었다.

2.2 열분석(Thermal analysis)

DSC(Differential Scanning Calorimetry) 분석은 합금의 상변화를 측정하여 고온균열의 기초적인 자료를 제공하기 위하여 실시하였다. DSC실험은 주조(as-cast)상태인 IN738LC와 GTD111의 약20mg정도의 샘플과 빈 알루미늄 도가니를 레퍼런스(reference)로 사용하여 측정하였다. 측정시 1400℃까지 20℃/min정도의 속도로 가열하였으며, 냉각은 알곤 가스에 의해 이루어졌다.

2.3 고온연성실험(Hot ductility tests)

고온연성실험은 용접시 발생할 수 있는 열적·기계적 특성을 동시에 모사할 수 있는 장비인 글리블 1500 시스템에 의해 실시하였다. 시편은 초기 제작된 세 조건의 판상시편에서 $\varnothing 4 \times 90$ mm크기의 봉상시편으로 가공하였고, 고온연성실험에 적용된 기본조건은 Table 3에 제시하였다. 실험에 적용된 열사이클은 실제 PTA용접부의 HAZ가 받는 조건과 동일하며, 모든 실험은 파단면의 산화를 방지하기 위해서 아르곤 분위기에서 실시하였다.

가열시 고온연성실험은 PTA의 가열속도인 645℃/s로 가열하였고, 실험하고자 하는 온도에서 50mm/s의 속도로 인장시험을 실시하여 아래에 제시한 방법으로 단면수축률을 측정하여 연성을 평가하였다. 냉각시 고온연성실험은 NST(강도가 0이 되는 온도:Nil-Strength Temperature) 및 가열시 결정되어진 NDT

Table 1 Chemical composition of tested Ni-based superalloy, wt-%

	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Ta	Nb	C	Zr	B
IN738LC	bal.	16	8.5	3.4	3.4	2.6	1.7	1.7	0.9	0.11	0.05	0.01
GTD111	bal.	14	9.5	4.9	3.0	3.8	1.5	2.8	-	0.1	-	0.01

Table 2 Heat treatments employed in this study

	Solution treatment	Aging treatment
Heat treatment conditions	1120℃for 2hr + Air cooling	Solution treatment + 845℃for 24hr + Air cooling

Table 3 Conditions for hot ductility tests

Heating rate : 645°C/s	Holding time at peak temperature : Not permitted
Cooling rate : 50°C/s	Holding time at test temperature : Not permitted
Peak temperature for on-cooling tests : NDT	
Stroke rate : 50mm/s	
Sample free span(Jaw separation):15mm	
Atmosphere gas : Ar	
Thermocouple : Chromel - Alumel	

(연성이 0이 되는 온도:Nil-Ductility Temperature) 까지 가열하였다가 냉각시키면서 실험하고자하는 온도에서 50mm/s로 인장시험 후 단면수축률을 측정하였다.

Reduction of area(단면수축률) =

$$\frac{\text{초기 시편의 단면적} - \text{파단된 시편의 단면적}}{\text{초기 시편의 단면적}} \times 100$$

NST를 결정하기 위해 액상온도보다 100°C정도 낮은 온도까지는 20°C/s속도로 가열하다가 그 이후부터 재료가 파단될 때까지 1°C/s의 속도로 가열하면서 약 8kg정도의 인장응력을 가하였다⁸⁾.

2.4 파단면 관찰 및 미세조직적 평가

시편의 미세조직적 관찰은 금속현미경(OLM) 및 주사전자현미경(SEM)에 의해 실시되었으며, 특히 클리블실험을 실시한 시편은 파단면에 수직으로 절단하여 미세조직을 관찰하였다. 알루미늄이나 0.3μm까지 연마를 실시한 시편의 미세조직 관찰을 위해 1.2gCuCl₂ + 10mlHCl + 10ml에탄올에 의한 화학에칭 및 3V에서 10%크롬산 + 90%H₂O 전해액을 사용하여 전해에칭을 실시하였다. 고온연성실험 후의 파단면분석은 주사전자현미경에 의해 실시하였으며, 석출물의 성분분석을 위해서 EDX분석을 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 열처리에 따른 미세조직 변화

Fig. 2는 주조상태의 GTD111과 IN738LC의 초기 미세조직을 주사전자현미경과 금속현미경으로 관찰한 것이다. IN738LC와 GTD111의 미세조직은 그림에서 보이는 것과 같이 유사한 형상을 보이고 있음을 알 수 있다. γ/γ' 공정상과 MC탄화물은 결정입계를 따라서 석출되거나 결정립내부에서 관찰되었으며, 특히, 결정

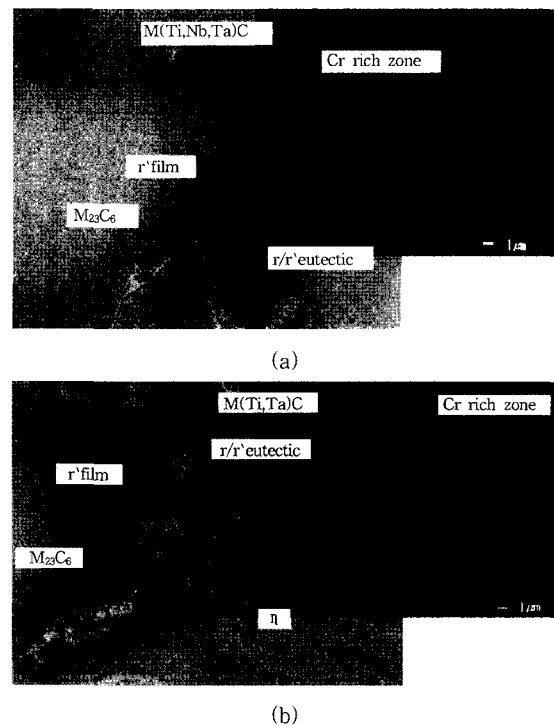


Fig. 2 The OLM and SEM microstructure of as-cast IN738LC (a) and GTD111 (b)

립계에서는 얇고 불연속적인 γ'film/M₂₃C₆ 탄화물층의 생성이 두드러진 것으로 관찰되었다. Ti가 리치(rich)한 γ/γ' 공정상주위에는 상대적으로 Cr이 리치한 부분이 관찰되었다. γ/γ' 공정상은 IN738LC보다 GTD111에서 현저하게 많이 분포되어 있음을 알 수가 있었고, π상은 GTD111에서만 관찰되었다.

열처리에 따른 IN738LC의 결정립계 미세조직 변화는 Fig. 3에 나타났다. 용체화처리된 IN738LC의 미세조직에서는 결정립계의 M₂₃C₆탄화물은 완전히 용해되어 관찰되지 않았고, 약간의 γ'film이 결정립계에 불연속적으로 남아있음을 알 수 있었다. 시효처리된 시편은 M₂₃C₆탄화물의 분포가 지배적인 γ'film/M₂₃C₆ 탄화물층을 형성하고 있었다. 열처리에 따른 GTD111에서 결정립계의 미세조직 변화는 IN738LC의 결정립계

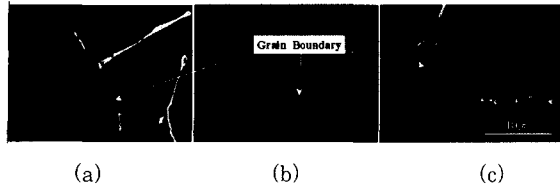


Fig. 3 Microstructure of grain boundary in IN738LC according to heat treatment
(a) As-cast (b) Solution treatment (c) Aging treatment

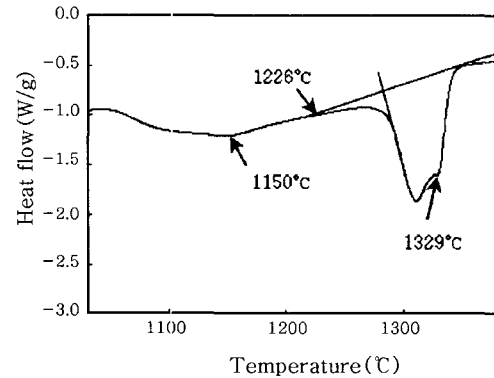
의 반응과 유사하였다.

그 이외에 용체화처리된 합금에서 γ/γ' 공정상과 MC탄화물이 국부적으로 용해되어졌고, GTD111의 η 상은 완전히 용해되는 결과를 보였다. 열처리에 따른 전체적인 미세조직변화는 Table 4에 나타내었다.

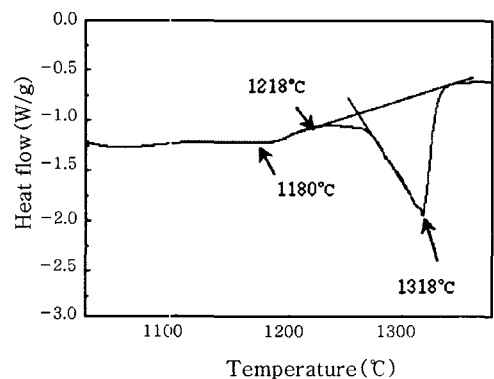
3.2 열분석(Thermal analysis)

DSC실험의 목적은 가열 또는 냉각 중에 나타나는 상변화를 관찰하는데 있다. Fig. 4는 DSC가열곡선을 나타내고 있다. γ 기지(matrix)의 초기 용융점이라고 사료되어지는 흡열반응은 IN738LC의 경우는 1226°C에서 나타났고, GTD111의 경우는 1218°C에서 나타났다. 이들 합금은 C를 0.1~0.11wt%정도 함유하고 있어 완전한 용융이 일어나기 전에 MC탄화물의 용해로 사료되어지는 흡열반응이 관찰되었다. 또한 MC탄화물이 용해되기 전에 IN738LC는 1150°C에서, GTD111은 1180°C에서 γ' 의 용해로 사료되어지는 흡열반응이 관찰되었다. 그 외에 $M_{23}C_6$ 탄화물과 η 상은 극소량 있기 때문에 관찰되지 않은 것으로 사료된다.

Fig. 5는 이들 합금의 전형적인 DSC냉각곡선을 보이고 있다. 1410°C에서부터 냉각하는 동안 초기 γ 기지의 형성으로 사료되어지는 발열반응이 IN738LC는 1356°C, GTD111은 1342°C에서 관찰되어졌고, 응고의 최종단계에서는 $L \rightarrow (\gamma + \text{Laves})$ 로 사료되어지는 발열반응이 IN738LC는 1110°C, GTD111은 1121°C에서 관찰되었다.



(a)



(b)

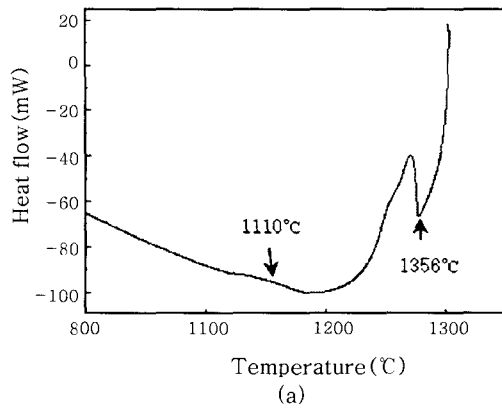
Fig. 4 DSC heating curve of IN738LC (a) and GTD111 (b)

3.3 NST(Nil-strength temperature) test

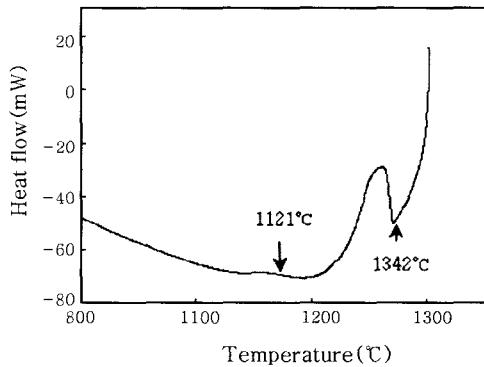
열처리에 따른 NST값은 Table 5와 같은 변화를 보였다. 그러나 파단없이 NST까지 가열한 뒤 냉각한 시편의 조직을 관찰한 결과, Fig. 6(a)에서 보이듯이 내부에 많은 기공이 관찰되었고, 이러한 미세조직은 NST를 정점으로 한 냉각시 고온연성실험에서도 관찰되었다(Fig. 6(b)과 Fig. 6(c)). NST를 정점으로 한 냉각시 고온연성실험에서의 파단면은 일반적으로 나타나는 연성과 취성파괴와는 전혀 다른 형상으로 관찰되었다. 결국, 이들 합금에서는 NST를 정점으로 한 가열시 고온연성실험은 고온액화균열감수성평가를 위한 고온연성평가로는 부적당한 것으로 사료되어진다.

Table 4 The microstructure changes during heat treatments

	As-cast	Solution treatment	Aging treatment
IN738LC	$\gamma, \gamma', \gamma/\gamma'$ eutectic, M(Ti, Nb, Ta)C, r film/ $M_{23}C_6$ carbide layer	Locally dissolved ($\gamma, \gamma', \gamma/\gamma'$ eutectic, M(Ti, Nb, Ta)C, γ film)	$\gamma, \gamma', \gamma'', \gamma/\gamma'$ eutectic, M(Ti, Nb, Ta)C, γ film/ $M_{23}C_6$ carbide layer
GTD111	$\gamma, \gamma', \gamma/\gamma'$ eutectic, M(Ti, Ta)C, η γ film & $M_{23}C_6$ carbide layer	Locally dissolved ($\gamma, \gamma', \gamma/\gamma'$ eutectic, M(Ti, Ta)C, γ film)	$\gamma, \gamma', \gamma'', \gamma/\gamma'$ eutectic, M(Ti, Ta)C, η γ film/ $M_{23}C_6$ carbide layer



(a)



(b)

Fig. 5 DSC cooling curve of IN738LC (a) and GTD111 (b)

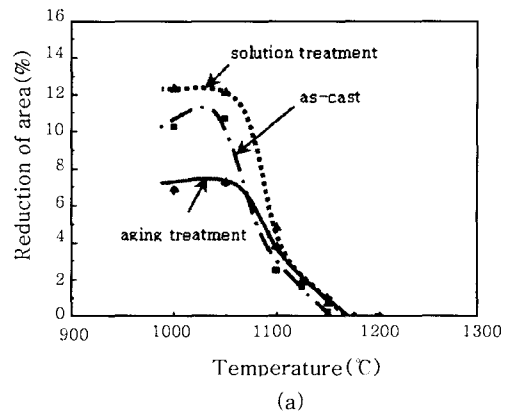


(a) (b) (c)

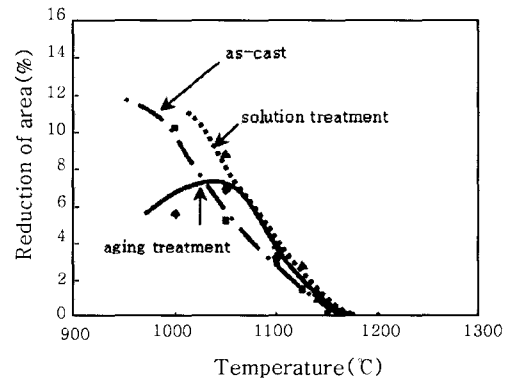
Fig. 6 GTD111 exposed to a peak temperature of NST (1294°C). (a) NST peak (no fracture) (b) Broken at 1000°C on-cooling from NST (1294°C)

3.4 고온연성거동(Hot ductility behavior)

일반적으로, 고온연성거동은 HAZ의 고온균열감수성



(a)



(b)

Fig. 7 On-heating hot ductility behavior of IN738LC(a) and GTD111(b)

과 관련이 있는 것으로 알려져 있고, 많은 연구에 의해 검토되어졌다^{5,6,9,10}. Fig. 7은 가열시 IN738LC와 GTD111의 고온연성거동을 나타내고 있다. 세 조건의 시편 중에 용체화처리된 시편이 전체적인 온도범위에서 가장 높은 연성을 나타냄을 알 수 있었다. 또한 가열시 IN738LC와 GTD111의 고온연성거동의 거의 유사한 결과를 보였다. 시효처리된 시편의 연성은 가열시 연성이 급격하게 감소하기 시작하기 전까지 가장 낮은 연성을 보였으며, 연성이 급격히 감소하는 구간에서는 주조상태시편이 가장 낮은 연성을 보였다.

냉각시 고온연성실험은 가열시에 결정된 NDT (Table

Table 5 Results of nil-strength temperature(NST) test

	As-cast	Solution treatment	Aging treatment
IN738LC	1289°C	1286°C	1290°C
GTD111	1294°C	1283°C	1297°C

Table 6 Results of nil-ductility temperature(NDT)

	As-cast	Solution treatment	Aging treatment
IN738LC	1160°C	1178°C	1165°C
GTD111	1175°C	1183°C	1179°C

6)를 정점으로 한 열사이클에 의해 실시되었다. Fig. 8은 NDT까지 가열되어진 IN738LC와 GTD111의 냉각시 고온연성거동을 나타내고 있다. 냉각시 고온연성 실험을 실시한 세 조건 중에 용체화처리된 시편이 가장

빠르게 연성이 회복되었고, 시효처리된 시편의 경우는 전체적인 온도범위에서 가장 낮은 연성값을 보였다.

3.5 파단면 및 미세조직의 변화

가열시의 거동(On-heating behavior)

Fig. 9는 가열시에 실험된 시편의 파단면 및 파단면 근처의 미세조직을 주사전자현미경 및 금속현미경으로 관찰한 결과이다. 1000°C에서 실험된 시편의 파단면은 전형적인 취성파면을 보이고 있으며(Fig. 9(d)), 연성이 갑자기 급속하게 낮아지는 1100°C에서 실험된 시편의 파단면은 결정립계에 부분적으로 형성된 액상필름에 의해 전형적인 입계파면을 보이고 있다(Fig. 9(e)). Fig. 9(f)는 1150°C에서 파단된 시편의 미세조직을 나타내고 있다. 이 온도에서의 가열시 연성은 거의 0에 가깝고 파면은 완전한 입계파면형태였다. 이 파면은 변형이 작용할 때, 액상필름이 잔존함에 따라 매끈한 형상으로 관찰되었다. 비록 초기 미세조직이 다소 차이는 있지만, 가열시 파단면의 변화는 세 열처리조건 및 두 합금에서 거의 유사하였다.

Fig. 10이 보이는 바와 같이 액상은 결정립계와 Cr-rich부분에서 형성되었지만, 파단의 원인이 되는 연속적인 균열은 결정립계를 따라 형성되었음을 알 수 있었다. 이러한 입계균열은 Fig. 10(d)에 제시한 오픈(open)된 균열을 보면 더욱 명백함을 알 수 있고, 항상 응력방향에 수직인 방향으로 균열이 전파되는 것을 알 수 있다. 파괴되는 순간에 액상이 존재했다는 증거는 Fig. 11에 제시한 파단면을 보면 알 수 있다. 그리

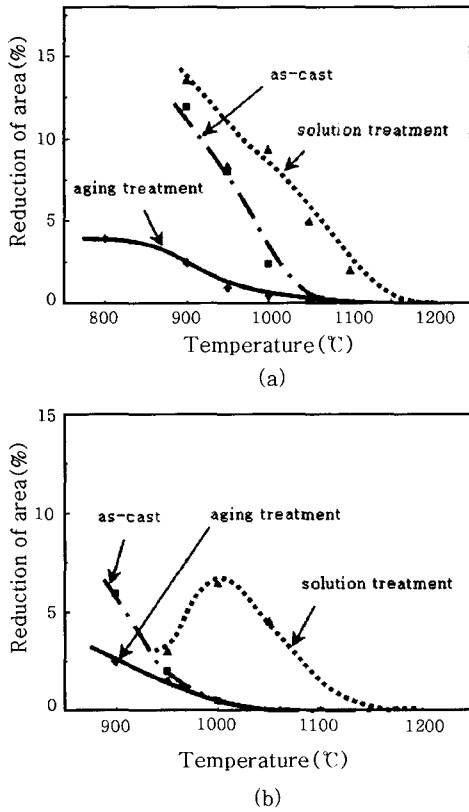


Fig. 8 On-cooling hot ductility behavior of IN738LC (a) and GTD111(b)

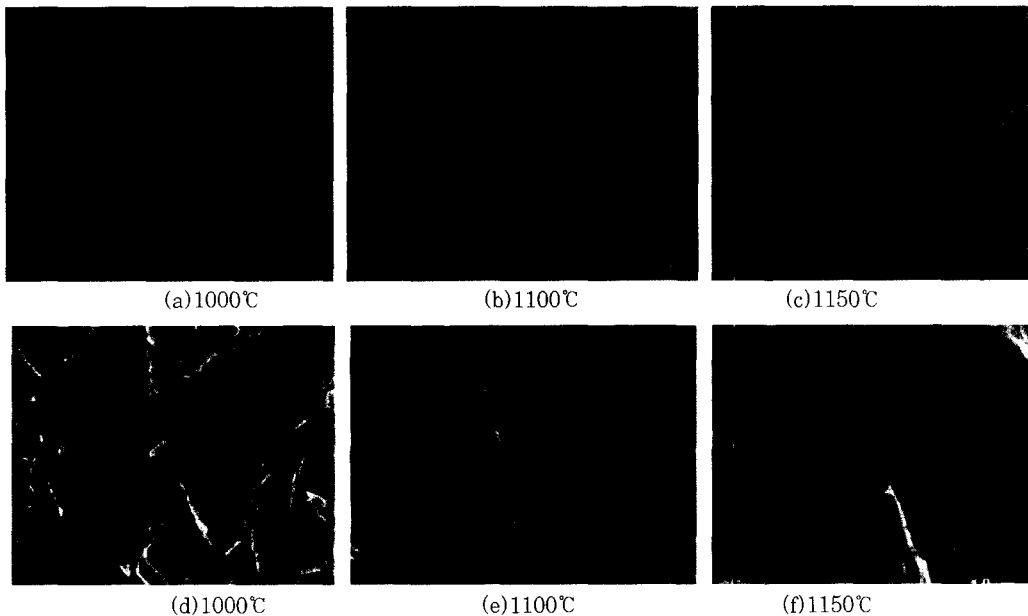


Fig. 9 Typical OEM microstructure just adjacent to the fracture surface(a~c) and SEM fractograph (d~f) of the samples tested on-heating, as-cast GTD111

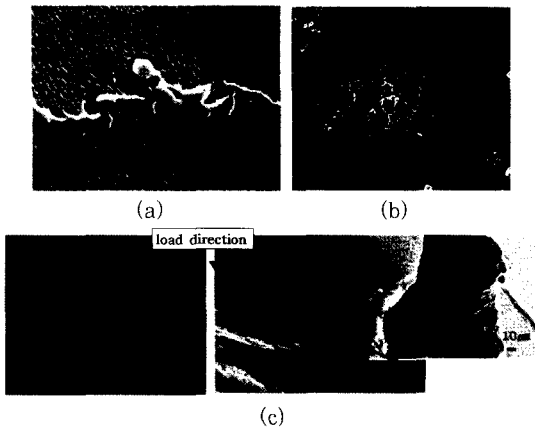
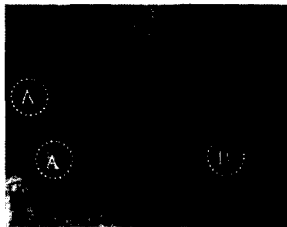


Fig. 10 Typical microstructure near the fracture surface. (a) in as-cast IN738LC tested 1100°C (b) in as-cast GTD111 tested at 1150°C (c) in as-cast IN738LC tested 1000°C (d) in as-cast IN738LC tested 1100°C



Results of EDS

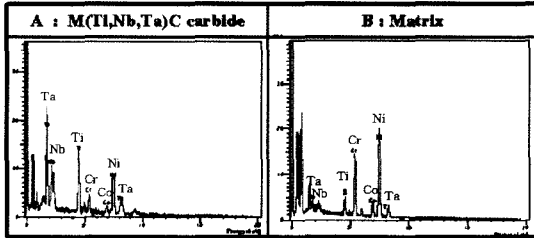


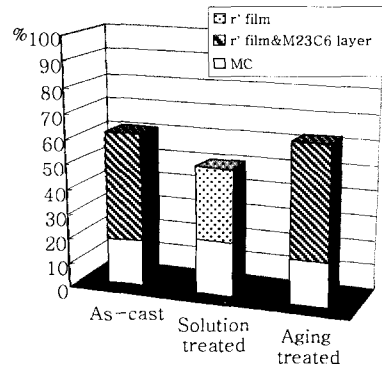
Fig. 11 Typical SEM fractography and EDS of the solution heat-treated IN738LC tested on-heating at 1125°C

고 파단면의 용융된 부분을 EDS분석한 결과, MC탄화물임이 규명되었다.

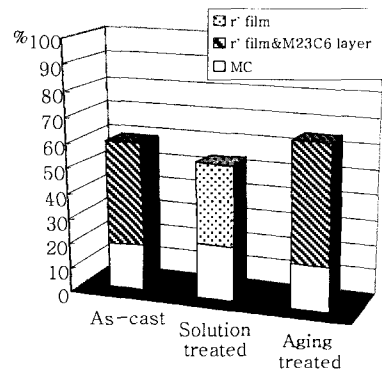
Fig. 10(c)는 액상이 형성되지 않은 온도, 즉 1000°C에서 파단된 시편의 미세조직을 나타내고 있다. 보이는 바와 같이 균열이 결정립계를 따라 형성되어져 있는 것을 관찰 할 수 있었다. 결국 이러한 파단현상은, 액상이 형성되기 전 결정립계에 존재하는 취성이 강한 석출물이 주 원인이라고 사료되어진다. Fig. 12에서 제시되어진, 열처리에 따른 결정립계에 존재하는 석출물의 분율을 보면 예측할 수 있다.

냉각시 거동(On-cooling behavior)

Fig. 13은 주조상태인 GTD111시편을 NDT(1175°C)



(a)



(b)

Fig. 12 Line fractions of precipitates on grain boundary according to heat treatment. (a) IN738LC (b) GTD111

까지 가열시킨 냉각시 고온연성실험에 의한 파단면과 파단면에 인접해 있는 미세조직을 나타내고 있다. 이 시편들은 가열 고온연성실험시 연성이 0을 보였던 미세조직과 유사한 것으로 관찰되었고, 단지 액상이 형성되었다가 응고되어 형성된 공정상이 NDT의 근처에서 더 오랫동안 노출됨으로서 더 확장되어 나타나고 있다. 1000°C이하에서 파단된 시편은 파단이 일어나기 전 형성되었던 액상이 완전히 응고된 상태에서 파단된 형상을 보이고 있었으며, 900°C이하에서 파단된 시편의 파단면은 Fig. 13(f)에 보이는 바와 같이 전형적인 연성 파괴형상인 덤플(dimple)이 형성되어져 있는 것을 관찰할 수 있었다. 세 조건에 따라 냉각시 연성의 손실 정도는 NDT까지 가열될 동안 입계에 형성된 액상의 양에 의해 좌우된다. 이러한 형상은 Fig. 14에 의해 알 수 있었다.

IN738LC와 GTD111는 냉각시 고온연성실험에 의해 나타난 결과, 파단면 및 미세조직 변화가 거의 유사하였다. 그 이유는 IN738LC와 GTD111의 모든 시편이 동일한 MC탄화물의 조성적 액화현상에 의한 메카니즘에 의해 파단된 것으로 사료되어지기 때문이다. 주조상태와 시효처리된 시편에서는 액상에 의해 형성된

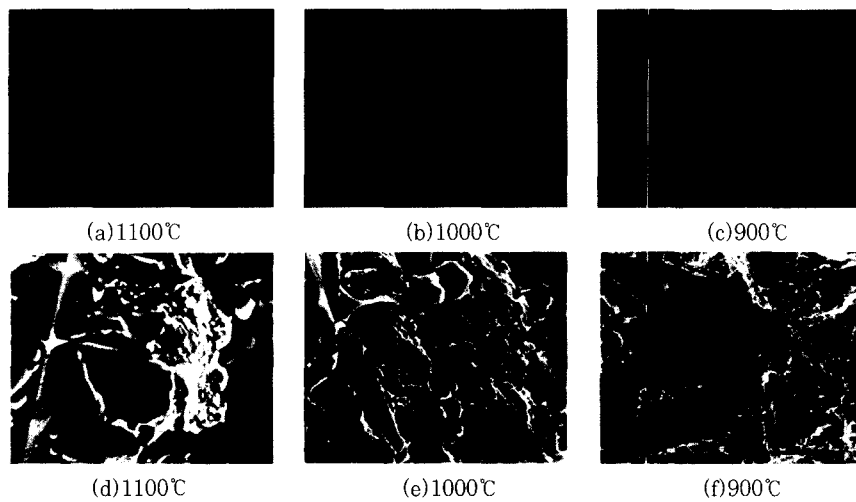


Fig. 13 Typical OEM microstructure just adjacent to the fracture surface(a~c) and SEM fractograph (d~f) of the samples tested on-cooling from the NDT of 1175°C, as-cast GTD111

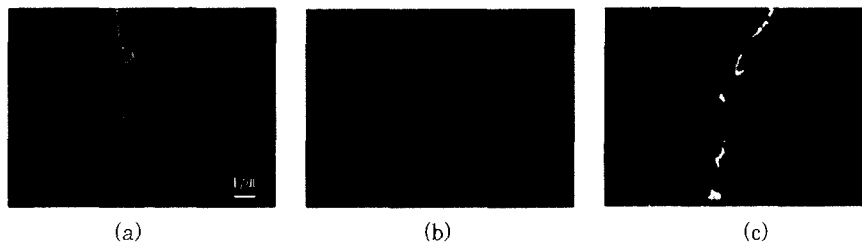


Fig. 14 Comparison of intergranular liquid formed at the grain boundary in GTD111 during on-cooling. (a) tested 900°C on-cooling from the NDT of 1175°C, as-cast

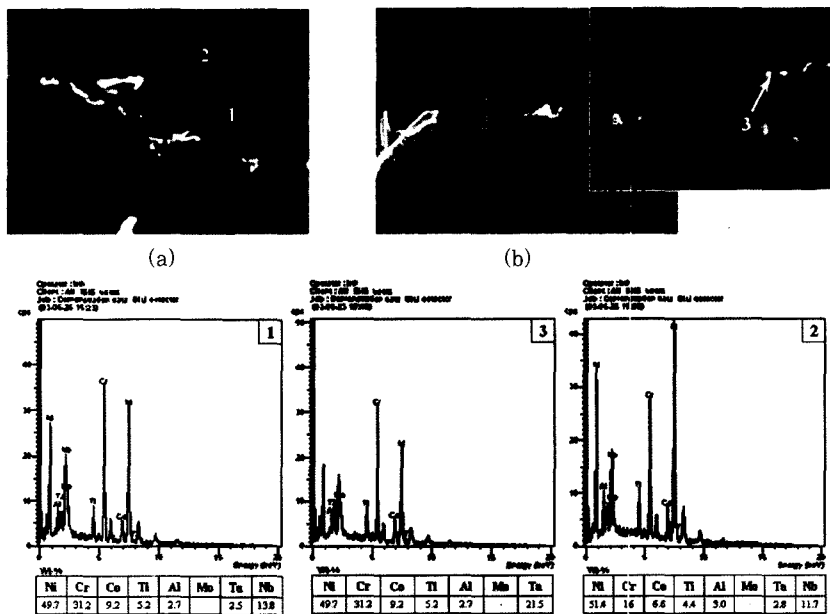


Fig. 15 EDS on the widened grain boundary of the samples tested on-cooling. (a)as-cast IN738LC (b)as-cast GTD111

넓은 결정립계에서 라베스(Laves)로 사료되어지는 상이 관찰되었지만(Fig. 15), 용체화 처리된 시편에서는 라베스상이라고 사료되어지는 상이 관찰되지 않았다.

3.6 고찰

일부 연구에 의하면 열처리에 따른 결정립계의 석출

물의 변화가 고온균열감수성에 영향을 미치는 것으로 알려져 있다¹¹⁾. $M_{23}C_6$ 탄화물의 용해온도는 DSC의 결과로는 알 수가 없었지만, IN738LC와 GTD111과 유사한 René 80에서의 $M_{23}C_6$ 탄화물 용해온도를 보면 예측할 수 있다(Fig. 16)¹²⁾. MC탄화물의 용해온도는 DSC결과에서 알 수 있듯이 IN738LC는 1329°C, GTD111는 1318°C이다.

비록 IN738LC와 GTD111는 초기 미세조직에서 다소 차이는 보이지만 고온연성실험에서의 연성거동은 유사하였다. 이는 연성 손실에 메카니즘이 유사하기 때문이라고 사료되어진다. MC탄화물의 조성적 액화현상과 액화된 결정립계의 연속적인 응고과정이 IN738LC와 GTD111의 고온균열 메카니즘을 이해하는데 중요 요소로 생각되어진다. MC탄화물의 조성적 액화현상은 Fig. 11과 Fig. 14를 보면 알 수 있듯이 세 조건 모두에서 관찰되었다. 급속한 가열속도에서 비평형거동을 보이며 형성되는 조성적 액화현상은 Savage에 의해 처음으로 이론적인 가설이 세워졌다¹³⁾. MC탄화물의 조성적 액화현상은 가열시 고온연성실험의 1100°C에서 파단된 주조상태 시편에서 관찰할 수 있었다. 그러나 이러한 현상은 거의 평형거동을 나타내는 DSC결과에서는 보이지 않았다. 결국 액화필름은 비평형거동인 MC탄화물의 조성적 액화현상에 의해 형성된 것이라고 추정할 수 있다.

NDT로부터 냉각시 고온연성실험된 시편에서 나타난 넓어진 결정립계는 MC탄화물의 조성적 액화에 의해 형성된 액상이 입계를 따라 웨팅(wetting)됨으로써 나타난 현상으로 보이고, 이를 EDS분석한 결과, 라베스상임을 확인할 수 있었다. MC탄화물의 조성적 액화현상은 Fig. 17에 보이는 Ni-Cr-Ti계 상태도에 의해서도 추정할 수가 있다. 이 상태도에서 나타난 라베스상의 형성조건은 Ti가 30wt-%이상이어야 하며, 본 실험에서는 이러한 Ti의 농도는 결정립계에 존재해 있는 MC탄화물의 용해에 의해 형성이 될 수 있다. 고온연성

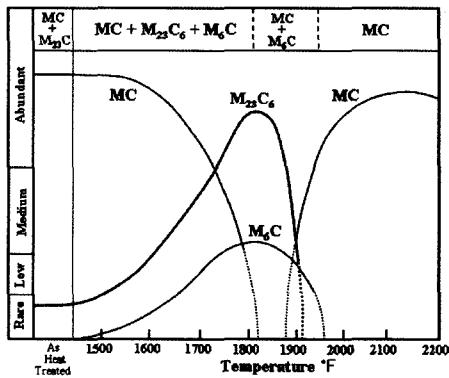


Fig. 16 Carbide stability ranges in Rene80

실험에서의 미세조직을 관찰한 결과, 라베스상은 주조상태와 시효처리된 시편에서만 관찰이 되었고, 용체화처리된 시편에서는 관찰되지 않았다. 또한 이 라베스상은 넓어진 결정립계의 중앙에 형성되어진 것을 관찰할 수 있었는데, 이는 액상이 응고하면서 마지막에 형성된 것으로 사료되어진다.

이러한 응고과정은 Fig. 18에 제시된 니켈 기지를 기본으로 한 AB선의 추정된 Cr-Ti계 상태도에 의해 설명할 수 있는데, 입계액상에서의 비평형응고는 가정된 라베스상과 점선으로 나타내어진 Cr-Ti계에 의해 예측할 수 있다. 입계액상의 응고거동은 Cr의 양에 의해 X범위의 조성과 Y범위의 조성으로 응고할 수 있는데 Cr의 양은 결정립계에 존재하는 $M_{23}C_6$ 탄화물의 용해에 의해 결정되어진다고 본다. 만약 입계액상의 조성이 X로 응고하게 되면 라베스상이 존재하지 않고, Y조성으로 응고하게 되면 결정립계의 중앙에 라베스상이 형성하게 된다. 즉 본 실험과 비교해보면, 입계액상의 X범위조성은 용체화처리된 시편의 경우를 말하며, 입계액상의 Y범위조성은 주조상태와 시효처리된 시편의 경우를 말한다고 볼 수 있다. 결국, 결정립계의 재응고에 의해 형성된 라베스상은 연성 손실의 메카니즘의 중요한 요소로 사료되어진다. 주조상태와 시효처리된 시편은 입계액상이 재응고되는 동안 거의 같은 조성의 라베스상이 석출되었지만, 용체화처리된 시편은 전혀 다른 조성에 의해 라베스상이 석출되지 않았음을 알 수가 있었다. 이러한 의미는 세 조건의 시편 모두가 입계액상이 응고동안에 마지막 응고온도를 가지고 있다는 것을 의미하며, Fig. 18에 제시되어 있는 것처럼, 이 마지막 응고온도는 공정상이 형성되는나에 따라 달라짐을 알 수 있다. 즉 주조상태와 용체화처리된 시편, 용체화처리된 시편과 시효처리된 시편의 연성 손실에 차이는 입계액상의 마지막 응고온도의 차이에 의해서 발생하고, 주조상태와 시효처리된 시편의 차이는 입계액상의 양과 분포에 의해 차이가 발생하는 것으로 사료되어진다.

이러한 메카니즘은 IN738LC와 GTD111에서 열처리가 고온균열에 미치는 영향을 설명할 수 있다. 가열시 결정립계에 존재하는 $M_{23}C_6$ 탄화물이 용해되면서 결정립계의 Cr농도의 증가에 영향을 주고, 이러한 Cr의 농도변화는 최종적으로 응고시 마지막 응고온도와 입계액상의 양과 분포를 결정한다. 결국, 가장 많은 양의 $M_{23}C_6$ 탄화물이 존재하는 시효처리된 시편이 입계액상의 증가로 고온균열감수성이 가장 높은 것임을 알 수 있으며, 또한 $M_{23}C_6$ 탄화물이 존재하지 않는 용체화처리된 시편이 세 조건에서 고온균열감수성이 가장 낮은 것을 알 수 있다. 결론적으로 본 연구에서는 결정립계

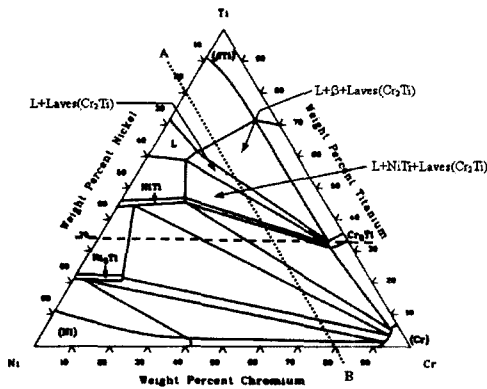


Fig. 17 Ni-Cr-Ti isothermal section at 1027°C

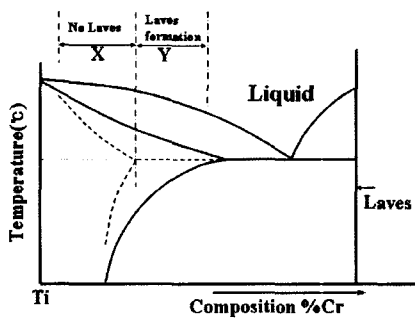


Fig. 18 Schematic at the modified Cr-Ti phase diagram of AB line based Nickel

에 존재하는 편석의 차이가 MC탄화물의 조성적 액화 정도를 결정한다는 것을 알 수가 있었다.

4. 결 론

본 연구에서는 니켈기 초내열합금의 고온균열 감수성 평가를 고온연성시험에 의해 수행하였다. 실험에 의한 결과는 다음과 같다.

- 1) 니켈기 초내열합금인 GTD111과 IN738LC에서 NST에 의한 냉각시의 고온연성 실험은 고온균열 감수성 평가에 적용하는데 부적절함을 알 수 있었다.
- 2) IN738LC와 GTD111의 유사한 고온연성 거동과 연성 손실은 결정립계에 액상이 존재함에 따라 용접시 응력에 의해 발생하는 고온균열 메카니즘에 의해 이루어진 것을 알 수가 있었다.
- 3) 입계의 액상은 급속한 가열시 결정립계의 초기 용융보다는 결정립계에 존재하는 MC탄화물의 조성적 액화현상에 의해 형성된 것으로 사료되어진다.
- 4) 열처리에 따른 결정립계의 미세조직 변화는 가열시 결정립계의 Cr의 농도에 영향을 미쳤고, 가열시 결정립계에 M₂₃C₆탄화물이 존재하지 않은 용체화처리된 시편이 Cr의 농도가 가장 낮아 세 조건중에 가장 높은

고온연성거동과 가장 낮은 고온균열감수성을 보였다.

후 기

본 연구는 한전전력연구원 5개 발전회사 협약과제(과제번호:01GS09)의 지원으로 수행되었음.

참 고 문 헌

1. J. A. Daleo, J. R. Wilson : GTD111 Alloy Material Study, Journal of Engineering for Gas turbines Power, vol.120, April, 1998
2. G. A. Saltzman, P. Sahoo : Applications of plasma arc weld surfacing in turbine engines, Proceeding of the fourth national thermal spray conference, Pittsburgh, PA, USA, 4-10 May, 1991
3. J. J. Pepe and W. F. Savage : Effects of constitutional liquation in 18-Ni maraging steel weldments, welding research supplement, April, 1993
4. B. Radhakrishnan and R.G.Thompson : Liquid film migration in the weld heat affected zone of a Ni-base superalloy, Scripta Metallurgica et Materialia, vol.24, 1990, 537-542
5. D.S.Duvall and W.A.Owczarski : Further heat-affected-zone studies in heat-resistant nickel alloys, Welding Journal, September, 1967, 423-s
6. C.H.Lee and C.D.Lundin : Relationship between hot ductility behavior and microstructural changes in TP347 stainless steel, Welding Journal, January, 1998, 30-s
7. B.Weiss, G.E.Grotke and R.Stickler : Physical metallurgy of hot ductility testing, Welding Journal, October, 1970, 471-s
8. "Gleeble systems and applications", Gleeble system training school, Dynamic Systems Inc.,N.Y., 1998, 53
9. C.D.Lundin,C.Y.P.Qiao,T.P.S.Gill and G.M.Goodwin : Hot ductility and hot cracking behavior of modified 316 stainless steels designed for high-temperature service, Welding Journal, May, 1993, 189-s
10. W.Lin, J.C.Lippold and W.A.BaeslackIII, An evaluation of heat-affected zone liquation cracking susceptibility, part I : development of a method for quantification, Welding Journal, 135-s, April, 1993
11. R.G.Thompson, J.R.Dobbs and D.E.Mayo : The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718, Welding Journal, November, 1986, 300-s
12. C.T.Sims and W.C. Hagel : The superalloys, John Wiley & Sons, New York (1972)
13. Research proposal entitled "hot cracking in weldments" submitted to the welding research council in October 1959