

Nimonic 80A 초내열합금의 경도와 전기화학적부식에 미치는 시효열처리의 효과

백 신 영* · 나 은 영**

The Effects of Aging Heat Treatments on the Hardness and Electrochemical Corrosion for the Nimonic 80A Superalloy

S. Y. BAIK · E. Y. NA

Key words : Electro-chemical corrosion(전기화학적부식), Aging heat treatment(시효열처리)

Abstract

In this paper, the Hardness and Electro - chemical corrosion of the Nimonic 80A superalloy were studied. Its aging heat treatments was carried out at 650℃, 700℃, 750℃, 800℃ and 850℃ with different time of 20min., 30min., 1hour, 2hours, 4hours, and 16hours, additionally 64hours and 128hours at 650℃.

The obtained results were as follows ;

1. As aging temperature increased, the time for the maximum hardness was reduced from 128hours at 650℃ to 30min at 850℃, whereas the highest hardness was reduced from Hv 381 at 650℃ to Hv 321 at 850℃.

2. In the Electro - chemical corrosion test as a function of aging heat treatment time and temperature, the corrosion potential was reversely proportional to Hardness which indicated the effects of γ/γ' coherency of base material and precipitate.

3. Initiation point of the pitting was observed at grain boundary, twin boundary and near γ' precipitates. The results of composition analysis by EDS at this point indicated that sulphur originated from 1N H₂SO₄ solution was found in depletion at the grain boundaries, and the pit which arouse in the near precipitates were lack of Al, Ti and Ni which are the main element of γ' . The depletion of such element was caused breakdown of passive film.

* 목포해양대학교 부교수 (원고접수일 : 98년 5월)

** 목포해양대학교 대학원 기관공학부

1. 서 론

제1, 2차 석유 파동 이후 선박의 내연기관에 사용되는 연료유 비용이 증대하여 운항비에 대한 비중이 높게 됨에 따라 고효율 기관 및 유류 단가가 저렴한 저질 연료유를 사용할 수 있는 기관의 개발에 박차를 가하게 되었다. 고효율 기관에서는 필수적으로 연소실의 최고압력 및 온도가 상승하게 되며, 저질연료유를 사용하는 기관에서는 연료유에 함유된 각종 고형분과 점도, 비중, 유황분 및 바나듐 등의 증가에 따라 운전 조건이 더욱 더 악화되는 경향을 갖는다.¹⁾

이러한 기관에 사용되는 배기밸브(Exhaust Valve)는 폭발, 연소행정중에는 연소실의 일부를 형성하여 가장 높은 압력과 온도를 받게 되고, 배기행정중에는 빠르게 유동하는 연소 가스와 여기에 부식성 물질입자가 포함된 상태에서 배기하기 때문에 기관 부품중 최악의 조건하에서 작동되고 있다. 일반적으로 기관에서의 배기밸브로서 요구되는 성질은 고온강도, 내충격성, 피로강도가 크고, Notch효과가 적으며 운전중에 변질 및 자기경화현상이 없어야 할뿐만 아니라 내마모성, 열전도 및 용접 보수성이 좋고 열팽창계수, 비중 및 가격이 적은 것이 선호된다. 최근에는 초내열재료를 배기밸브재료로 채용하고 있으며 일부 중형기관 및 대형기관에서는 Ni기 초내열합금인 Nimonic 80A를 사용하기 시작하였다.²⁾

Nimonic 80A는 제2차 세계 대전시 급격한 항공기의 발달과 함께 항공기용 Turbine blade로 1944년경 개발된 단조합금재료로서³⁾ 내고온성, 내산화성, 내식성이 뛰어나고 인장강도, 경도 등의 기계적인 성질도 우수하여 항공기뿐만 아니라 원자로, 우주선, 산업 플랜트 등의 고온부에 사용될 수 있는 재료이다.^{4, 6)}

Ni기 초내열합금재료는 γ 상(주로 Ni₃Al, Ni₃Ti)에 의해 내열성이 증가되는 것으로 알려져 있고, γ 은 Sadig 등⁷⁾과 Tsaregorod 등⁸⁾이 보고한 바와

같이 온도가 상승할수록 강도가 증가하는 특이한 성분이다.⁹⁻¹²⁾ 이 γ 재료의 화학적 성분에 따라 용체화온도가 약간씩 다르며¹³⁾ 용체화처리후 시효열처리를 시행하면 과포화된 Al이나 Ti의 석출에 의해 생성된다.¹⁴⁾ 지금까지의 연구는 주로 재료의 내열성에 주안점을 두었으나 박용기관의 경우에는 내열성 이외에도 내식성이 상당히 중요하다. 또한 이들 재료의 접합이나 용접에 대한 연구는 가끔 연구 보고되고 있으나^{15,16)} 내식성에 대해서는 아주 제한적으로 보고¹⁷⁾되고 있는 실정이다. 따라서 본 논문에서는 이 재료의 γ 내식특성에 대한 상관관계를 연구하기 위하여 이 재료를 용체화열처리 한 후 그 시효처리온도와 시간에 따른 경도와 전기화학적 부식 경향을 고찰하고자 한다.

2. 실험방법

2-1. 실험에 사용된 모재의 화학적 성분

실험에 사용한 모재는 중형엔진의 배기밸브로 사용하기 위해 생산된 Nimonic 80A 초내열합금(직경 30mm, 길이 2,000mm)이다. 이 재료의 인장강도는 1,200MPa, 연신율 20%이며, 화학적 성분은 Table 1에서 보이는 바와 같이 Ni과 Cr이 주 성분이고 Al과 Ti은 γ 상의 생성을 위해 합금시킨 것이다.

2-2. 시편의 크기 및 열처리

열처리와 분극용 시편을 제작하기 위하여 모재 ϕ 30mm 봉재를 ϕ 15mm×높이 10mm원통형으로 가공한후 1,080℃에서 8시간 동안 용체화열처리를 하고 공냉시켰다. 이 용체화된 재료를 650℃, 700℃, 750℃, 800℃ 및 850℃에서 각각 20분, 30분, 1시간, 2시간, 4시간 및 16시간 시효열처리를 실시한 후 공냉하였으며 시험중 650℃에서 계속 경도가 상승하여 장시간의 효과를 살펴보기 위하여 650℃에서 64시간과 128시간 시효열처리하였다.

Table 1. Chemical Compositions of Nimonic 80A Superalloy(wt%).

Elements	C	Si	Fe	Cu	Cr	Ti	Al	Co	Ni	Mo	Mn
wt%	>0.10	0.99	2.54	0.67	21.11	2.40	2.96	0.95	67.58	0.38	0.41

2-3. 미소경도측정

용체화처리후 및 시효열처리된 시편표면을 경면연마한후 시효열처리에 따른 경도변화를 조사하기 위해 Micro Vickers Hardness Tester (HMV-2E-125 : 일본 Shimadzu사)로 미소경도를 측정하였다.

2-4. 전기화학적 분극곡선

시효열처리된 시편의 부식거동을 알아보기 위하여 ASTM G-57-87과¹⁸⁾ A-262-86¹⁹⁾ 규격에 따라 전기화학적 분극을 측정하였다. 분극측정은 1N H₂SO₄ 용액중 25℃온도에서 행하였으며, 실험전에 용존 산소를 제거하기 위해 30분 이상 Ar를 통과시켜 탈기시켰다. Scan Rate는 0.17mV/s (600mV/hr)로 -500mV에서+1,000mV까지 동전위 분극시켰다. 또한 전위측정은 포화칼로멜 전극(SCE)을 기준전극으로 사용하였고, 분극곡선측정은 미국 Gamry사의 Potentiostat(CMS-100)을 사용하였다.

2-5. 분극후 부식발생부의 표면 관찰

전기화학적 분극측정후 각 시편을 Hitachi S-2150 SEM으로 가속 전압 15kV를 인가하여 부식이 발생한 표면상태를 촬영하였고 컬러사진을 위해 금속현미경 Meiji ML-MET를 사용하였으며 표면을 200배, 400배, 3,000배 및 10,000배로 조사를 관찰하였다.

2-6. 분극후 표면 및 Pit 내 성분분석

전기화학적 분극후 부식 발생 표면과 Pit, 결정립내, 결정립계에 대하여 Kevex사의 Sigma EDS로 가속전압 20keV를 인가하여 각각의 성분을 정성 정량분석하였다.

3. 실험결과

3-1. 미소경도 측정시험

모재를 실험 시편으로 가공한 후 1,080℃에서 8시간의 용체화 열처리와 공냉을 행하고 또한 650℃, 700℃, 750℃, 800℃ 및 850℃에서 각각 20분, 30분, 1시간, 2시간, 4시간 및 16시간 동안 시효열처리를 행하였다. 그리고 650℃에서 추가로 64시간 및 128시간동안 시효열처리를 했다. 이들 시편에 대한 경도값은 Table 2와 같다. 모재의 경도는 Hv 340이었으며 용체화열처리 후에는 Hv 265로 측정되었다.

3-2. 전기화학적 분극측정

시험 모재, 용체화처리 및 시효열처리를 행한 시편에 대한 전기화학적 분극시험을 실시하였다. 여기에서는 대표적으로 Table 2에서 표시한 바와 같은 온도조건에서 16시간 시효열처리를 실시한 시편의 분극결과를 Fig. 1에 나타낸다.

각각의 온도와 열처리시간에 대하여 부식전위(E_{cor})를 정리하면 Table 3과 같다.

한편 부동태전류밀도(I_p)는 주어진 환경에서 재료의 부식의 속도를 결정하므로 I_p를 정리하면 Table 4와 같다.

3-3. 1N H₂SO₄ 용액에서 분극후 표면 조직 및 상태

Photo 1. a)은 모재, b)는 용체화처리 시편의 분극후 표면사진이며, Photo 2~6은 각각 650℃, 700℃, 750℃, 800℃ 및 850℃에서 a)는 1시간 b)는 4시간 c)는 16시간 시효열처리한 시편의 분극후 표면 사진이다.

Table 2. Micro Hardness(Hv) for Solutionized and Aging Heat Treated Specimens.

Aging Temp (℃)	Aging Heat Treatment Time (M : min. H : Hour)							
	20M	30M	1H	2H	4H	16H	64H	128H
650	270	286	300	313	325	328	335	381
700	282	292	317	337	302	292	-	-
750	283	296	335	312	289	281	-	-
800	286	321	325	310	285	278	-	-
850	288	321	270	261	246	236	-	-

As Received condition : Hv=340, Solutionized condition : Hv=265

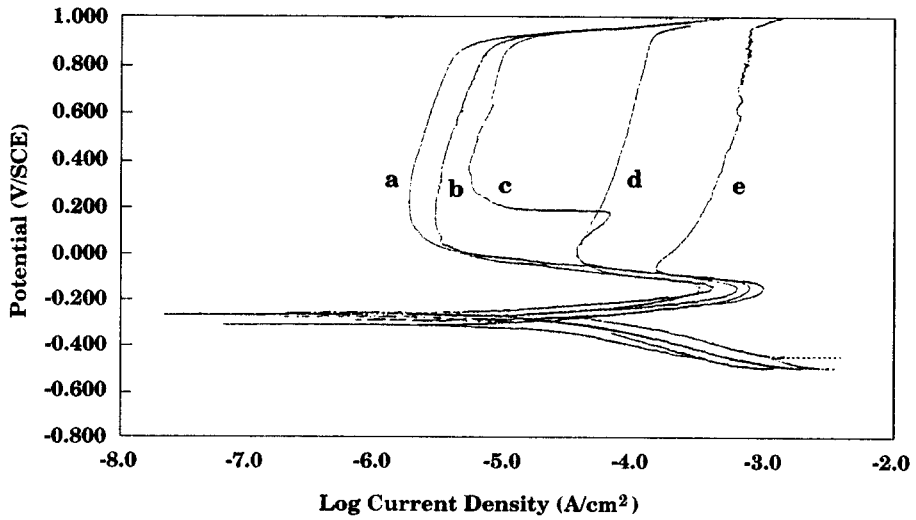


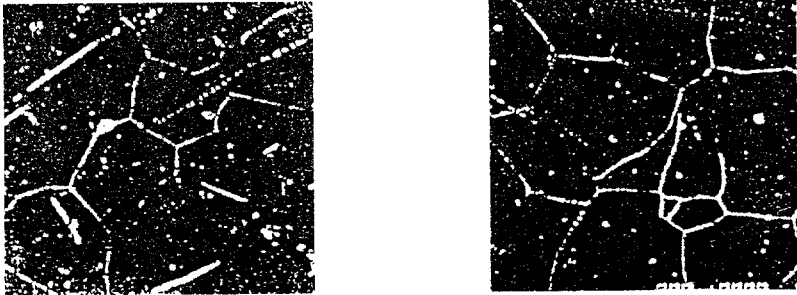
Fig. 1 Potentio - dynamic Polarization Curves of Nimonic 80A Superalloy. Age Heat Treated for 16hrs at 650 ℃ ; a, 700 ℃ ; b, 750 ℃ ; c, 800 ℃ ; d and 850 ℃ ; e.

Table 3. Corrosion Potential(E_{cor}) of the Aging Heat Treated Specimens(mV/SCE).

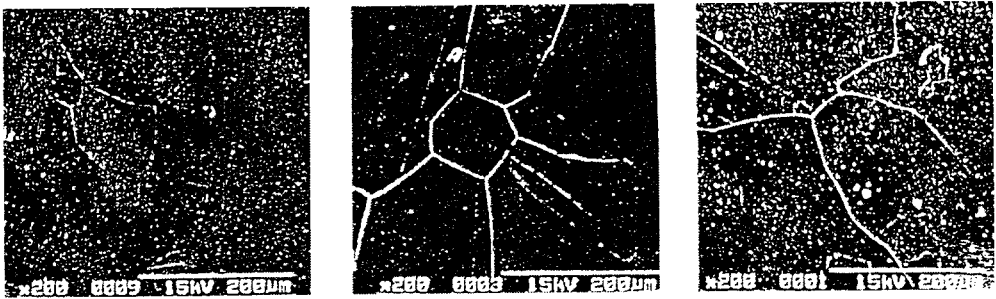
Aging Temp (℃)	Aging Heat Treatment Time (M : min. H : Hour)							
	20M	30M	1H	2H	4H	16H	64H	128H
650	-256	-276	-291	-292	-302	-308	-329	-310
700	-264	-279	-295	-295	-284	-265	-	-
750	-268	-272	-282	-291	-288	-290	-	-
800	-272	-289	-290	-302	-277	-270	-	-
850	-282	-296	-297	-287	-283	-257	-	-
As Received condition : - 310mV, Solutionized condition : - 240mV								

Table 4. Passivation Current Density(I_p ; $\mu A/cm^2$) for Aging Heat Treated Specimens.

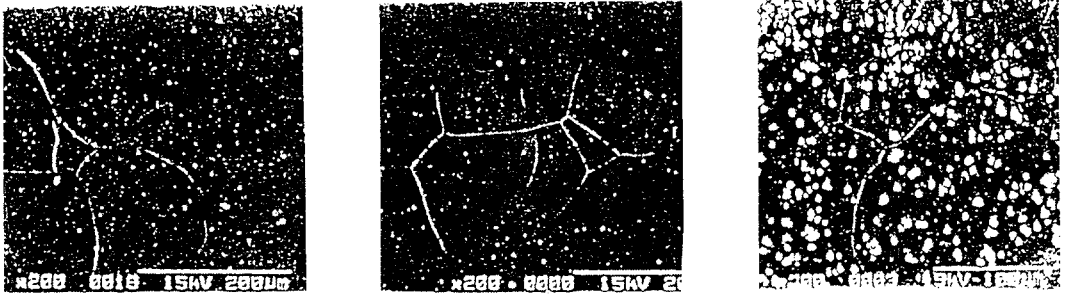
Aging Temp (℃)	Aging Heat Treatment Time (M : min. H : Hour)							
	20M	30M	1H	2H	4H	16H	64H	128H
650	1.58	1.99	2.51	2.51	2.51	2.51	3.16	3.98
700	1.58	1.99	2.51	2.51	2.51	3.16	-	-
750	1.99	3.16	3.16	3.98	3.98	5.01	-	-
800	3.16	3.98	6.31	10.00	15.80	31.60	-	-
850	2.51	6.31	15.80	31.60	100.00	258.00	-	-
Solutionized Condition : 1.58 $\mu A/cm^2$								



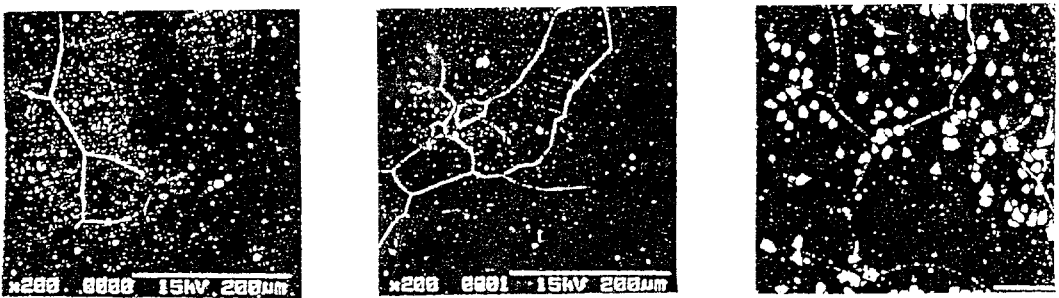
a) As Received
b) Solutionized Condition
Photo 1. Micrograph of the Polarized Surface in 1N H₂SO₄ Solution.



a) 650 °C × 1hr
b) 650 °C × 4hr
c) 650 °C × 16hr
Photo 2. Micrograph of the Polarized Surface in 1N H₂SO₄ for Age Heat Treated at 650 °C.



a) 700 °C × 1hr
b) 700 °C × 4hr
c) 700 °C × 16hr
Photo 3. Micrograph of the Polarized Surface in 1N H₂SO₄ for Age Heat Treated at 700 °C.



a) 750 °C × 1hr
b) 750 °C × 4hr
c) 750 °C × 16hr
Photo 4. Micrograph of the Polarized Surface in 1N H₂SO₄ for Age Heat Treated at 750 °C.

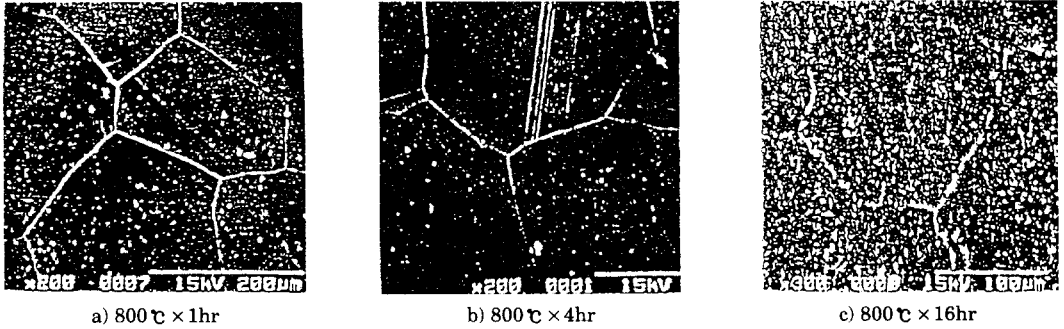


Photo 5. Micrograph of the Polarized Surface in 1N H₂SO₄ for Age Heat Treated at 800 °C.

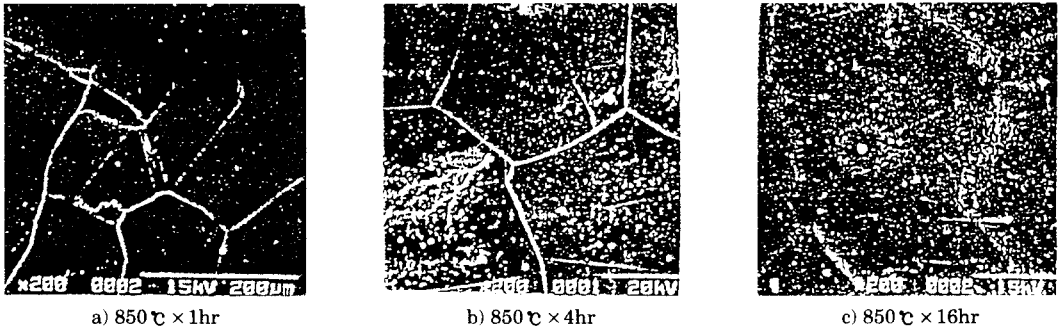


Photo 6. Micrograph of the Polarized Surface in 1N H₂SO₄ for Age Heat Treated at 850 °C.

4. 고 찰

4-1. 시효열처리 온도와 시간에 따른 경도변화에 대한 검토

일반적으로 시효 석출강화 효과를 갖는 합금은 용해온도 이상의 고온에서 용체화처리 후 급냉 소입시켜 과포화된 조직으로 만들고 다시 어느정도 온도를 상승시켜 과포화된 성분을 시효에 의해 석출시키면 강도와 내열성이 증가된다. 이 실험에 사용된 재료는 이러한 석출성질을 이용하여 모상인 Ni-Cr계에 Ti나 Al을 합금시켜 시효시키면 석출상인 Ni₃Al이나 Ni₃Ti의 초격자 γ' 이 생성되며 고온 내열재료에서 γ' 성분이 증가하고 미세하게 분산될수록 내열강도는 증가하게 된다.^{20,21)}

고온에서 Ti나 Al과 금속간 화합물을 완전히 용해처리한 조직은 석출상이 없으므로 경도는 낮아지게 되며 Table 2에서 보는 바와 같이 1,080°C에서 8시간 용체화처리시 경도는 265정도로서 가장

낮은 값을 나타내었다. 모재의 경도가 340정도로서 Nimonic 계열의 봉재는 일반적으로 시효열처리후 제품으로 판매되며 650°C에서 16시간 또는 700°C에서 2시간, 750°C에서 1시간 시효열처리한 경도와 비슷하므로 모재도 이러한 범위의 열처리를 실시한 것으로 판단된다.

650°C에서 20분, 30분, 1시간, 2시간, 4시간, 8시간, 16시간 등으로 시효처리시간이 길어질수록 γ' 의 석출량이 증가되고 경도가 증가되며 모재의 경도 340을 64시간 이후에 초과하였다. 시효열처리 온도를 700°C, 750°C, 800°C 및 850°C로 증가시키면 최고경도에 달하는 시간은 각각 4시간, 2시간, 1시간 및 30분으로 짧아지나 최고 경도값은 650°C에서 128시간 시효시킨 경우 381이나 700°C부터 337, 335, 325 및 321로 시효 열처리 온도가 높아질수록 경도가 감소함을 알 수 있다. 저온에서는 핵생성 site가 많아 다량으로 핵이 생성되고 입열에 따른 성장 활성화 에너지가 적어 서서히

성장하여 시간이 증가할수록 경도가 증가하며 고온에서는 성장에 필요한 활성화 에너지가 크므로 γ 입경이 빨리 성장하여 최고경도에 빨리 도달한다고 생각한다. 일반적으로 경도와 항복강도 또는, 최대인장강도는 비례하므로 경도가 낮아질수록 최대인장강도가 낮아질 것이며 내열성도 낮아질 것으로 생각한다. 상용적으로 적용시 650℃에서는 최고 경도는 높아지나 장시간이 소요됨에 비해 850℃에서는 20~30분 정도의 단시간에 최고경도에 도달하나 경도값이 낮다는 것이 단점이다. 이 결과는 Betteridge³⁾나 Smith 등⁶⁾이 실험한 경도값과 어느정도 일치하고 있다.

4-2. 분극실험에 의한 부식 측정

본 실험에서는 시효열처리의 온도와 시간에 따른 내식성을 전기화학적 분극곡선으로 부식을 측정하였다. 전기화학적 분극실험결과에서 부식전위(E_{cor}), 양극임계전류밀도(I_{crit}), Flade 전위(E_f), 부동태 전류밀도(I_p), 파괴전위(E_b) 등으로 내식성을 판별할 수 있으나 본 실험에서는 I_{crit} , E_p , E_f , E_b 등은 크게 차이가 없어 판별력이 떨어지므로 Table 3의 부식 전위와 Table 4의 부동태 전류밀도로 내식성을 비교하였다. E_{cor} 이 낮거나 I_p 가 커질수록 부식이 심하고, E_{cor} 이 높거나 I_p 가 낮을수록 내식성이 크다. 모재의 E_{cor} 이 -310mV가 용체화 열처리하면 E_{cor} 이 -240mV로 높아졌으며 Table 3과 4에서 16시간 열처리 시편의 부식전위와 부동태전류밀도는 650℃에서 -308mV, 2.51 μ A/cm², 700℃에서 -265mV, 3.16 μ A/cm², 750℃에서 -290mV, 5.01 μ A/cm², 800℃에서 -270mV, 31.6 μ A/cm², 850℃에서 -257mV, 285 μ A/cm²로 특히 I_p 값은 용체화시 1.58 μ A/cm²에서 시효열처리 온도가 높아지고, 시간이 길어질수록 증가한다. 용체화열처리하면 γ (Ni_3Al) 석출물이 용체화되어 없어지므로 석출에 의한 응력이 감소될 뿐만 아니라 결정립내에 γ 상과 γ 상의 상호의 전위차 즉 이종금속 전지가 없어짐에 따라 내식성이 증가된 것으로 판단된다. 용체화 조직을 시효열처리하면 γ 이 Rick 등¹¹⁾이 보고한 바와 같이 낮은 온도인 650℃에서는 미세하게 석출되고 850℃의 고온에서는 입경이 커지게 된다. 한편 이러한

γ 의 성장에 따라 Reppich 등²²⁾이 연구한 바와 같이 계면 응력이 증가되므로 부식은 증가하게 된다. 한편 부식의 형태는 저온인 650℃의 경우 γ 이 미세하게 다량으로 석출되므로 부식부는 전체 결정립에 대해 거의 동시에 부식되므로 국부부식보다는 일반 부식에 가깝게 균일화되며 850℃의 고온에서는 결정의 성장에 따라 미량성분의 편석 등으로 결정립내보다 결정립계에서 부식이 많이 발생한다.

Sadig 등⁷⁾이나 Kang 등²⁹⁾이 온도의 지수 함수적으로 γ 이 성장한다는 연구와 같이 850℃와 같은 고온에서 시효열처리를 실시하면 성장이 빠르므로 이 부분이 입내보다는 Ti나 Al이 많고 Ni도 많으나 인근부에서는 이러한 성분의 결핍이 발생하여 Pit발생부위가 되고 일단 발생한 Pit는 Tada 등²⁴⁾이 지적한 바와 같이 적은 양극에 큰 음극이 되어 더욱 성장하여 심한 깊이까지 부식하는 전형적인 공식(Pitting) 형태의 부식이 된다. Photo 1의 용체화조직에서는 부식이 거의 결정립계에서 발생하며 Photo 2의 650℃에서는 일반부식과 같이 결정립계 부식이 증가되고 16시간 시효처리시 입내에서 미소 Pitting이 발생한 것을 알 수 있다. Photo 3의 700℃에서는 650℃보다 결정립이 커지며 부식형태도 결정립계에서 입내로 Pitting부식형태로 바뀌며 Photo 4의 750℃에서는 경향은 700℃와 비슷하며 Pit의 밀도는 적으나 그 크기가 커진 것을 알 수 있다. Photo 5의 800℃에서는 훨씬 결정립의 직경이 크며 부식의 형태도 결정립내에 수많은 Pit가 형성되었다. Photo 6의 850℃에서는 시효시간이 길어질수록 결정립계가 활성화되어 결정립계 부식이 도랑(ditch)형태를 이루고 심하게 부식한다.

전기화학적 분극곡선에 의한 시편 표면을 검토한 결과 부식의 기점은 상경계부, 결정립계, 쌍정경계부 및 석출물 주위이다. Kopezky 등²⁵⁾이 이러한 곳에서는 피막이 불안정하다고 보고한 바와 같이 거의 Pitting 시작부는 주로 결정립계나 γ 석출부이며 그 이유는 성분편석이나 상경계부의 불안정한 피막 또는 쌍정경계부에서 석출물이 미세하게 분산되기 때문이다. 저온열처리에서는 결정립계, 석출물, 결정립내가 비슷하게 부식하나 고온열



Photo 7. Intergranular Corrosion for Aging Heat Treated Specimen at 850°C × 16hrs.

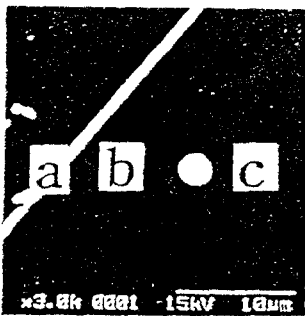


Photo 8. Measured Positions of Composition after Polarization

처리에서는 결정립이 크게 성장하면서 성분편석이 더욱 심하여 결정립계나 γ 경계부에서 부식이 심하게 발생한다.

Photo 7은 850°C에서 16시간 시효열처리후 발생한 결정립계 부식부를 3,000배와 10,000배로 확대한 사진으로서 결정립계에서 심하게 부식이 발생한 것을 관찰할 수 있다.

한편 Pit가 발생한 부분은 일반적으로 내식성이 낮은 피막을 갖는 부위가 될 것이며 이러한 피막이나 부근의 화학적 성분을 조사하기 위하여 성분분석을 실시하였다. Photo 8은 Pit부, 결정립내, 결정립계의 분석 위치이며 성분을 EDS로 조사한 결과는 Fig. 2의 Spectrum과 같고 성분 분석결과는 Table 5와 같다.

Fig. 2와 Table 5에서 결정립계는 주로 S가 적고 Pit부에서는 Al과 Ti의 함량이 적은 것을 볼 수 있다. 따라서 결정립계의 부식은 SO_4^{2-} 이온에 의해 주로 발생하며, Pit 부위는 γ 인접구역으로서 Ni₃Al이나 Ni₃Ti 석출 때문에 Al이나 Ti가 적은 관계로 이러한 성분의 결핍이 발생하여 다른 부분

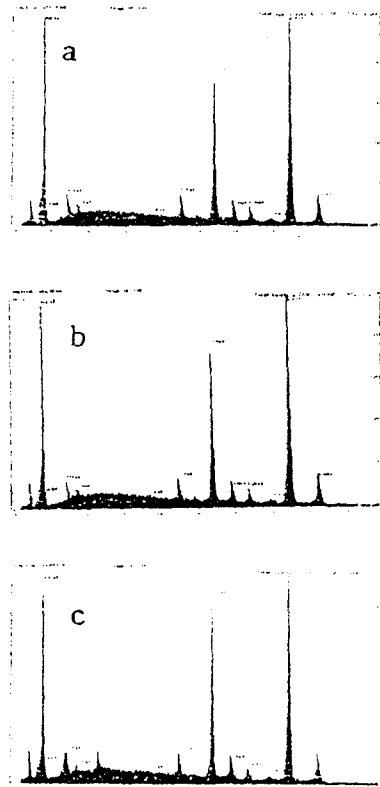


Fig. 2. EDS Spectrum for a) intergranular, b) grain and c) pit.

Table 5. Chemical Composition of the Grain Boundary, Grain and Pit (wt%).

	Al	S	Ti	Cr	Fe	Co	Ni
Inter granular	5.91	2.16	4.88	20.87	4.77	2.76	58.65
grain	6.87	2.17	4.71	20.48	4.65	2.83	58.29
pit	4.89	2.77	3.32	20.73	6.45	3.94	57.90

보다 피막이 약해 파괴되기 때문에 판단된다.

5. 결 론

디젤기관의 배기변이나 가스터빈의 로터나 블레이드 등에 사용되고 있는 Nimonic 80A 초내열 합금을 1080℃에서 8시간 용체화 열처리하고 650℃, 700℃, 750℃, 800℃ 및 850℃에서 각각 20분, 30분, 1시간, 2시간, 4시간 및 16시간과 650℃에서 추가로 64시간 및 128시간 시효열처리를 실시하고 시효열처리에 따른 경도와 전기화학적 부식을 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 시효 열처리에 따른 경도 변화는 650℃에서 850℃로 온도가 높아짐에 따라 최고 경도에 달하는 시간은 128시간에서 30분으로 짧아지나, 최고 경도값은 Hv 381에서 321로 낮아졌다.
2. 시효열처리에 따른 전기화학적 분극실험에서 부식전위는 각 시효열처리 온도에서 최고경도값을 갖는 열처리시간까지는 낮아지나 최고 경도값을 초과하여 낮아지는 과시효범위에서는 오히려 부식전위가 높아지며, 부동태 전류밀도는 시효온도가 높아지고 시간이 길어질수록 증가하였다.
3. Pitting이 발생하는 기점은 주로 결정립계, 쌍정 경계면 및 γ' 석출물 부근이며 Pitting 중심부는 Al이나 Ti성분이 적기 때문에 부동태 보호피막이 약해 파괴되므로 부식이 발생하고, 결정립계 부식부에서는 S분의 함량이 적었다.

참고문헌

- 1) 安藤秀男, 日本船用機關學會誌, 50, 3 (1984) p. 11
- 2) Max Briner, Motorship Special Supplement, Aug. (1983) p. 23
- 3) W. Betteridge et al, 「The Nimonic Alloys」, 2nd ed., Edward Arnold Pub. Co., N.Y. (1981) p. 54
- 4) G.W. Meetham, 「The Development of Gas Turbine Materials」, Applied Science Pub. Co., (1981) p. 296

- 5) C.T.Sims et al, 「The Superalloys」, John Wiley & Son's Inc., (1972) p. 16
- 6) W. Smith 「The Structure and Properties of Engineering Alloys」, McGraw Hill, N.Y. (1981) p. 470
- 7) S. Sadig and D.R.F. Weet, Script. Metall, 19, 7 (1985) pp 833 - 837.
- 8) A Tsaregorod Tsen et. al. Phys. Met Metall 58, 2 (1984) Poland pp 112 - 120.
- 9) V. Paiar, Acta Metall 33, 10 (1985) pp 1803 - 1811.
- 10) E.M. Sehulson et. al, Acta Metall 33, 9 (1985) pp 1587 - 1591.
- 11) R.A. Ricks et. al. Acta Metall 31, 2 (1983) pp 43 - 53.
- 12) S. Floreen, and R.H. Kang, Metallurgical Transaction A. 13A, 1 (1982) pp 145 - 152.
- 13) A.K. Koul, and W. Wallcc, Metallurgical Transaction A. 14A, 2 (1983) pp 183 - 189.
- 14) B. Mishira, A.D. Sinka, J Moore. Metallurgical Transaction A. 16A, 5 (1985) pp 821 - 829.
- 15) M.L. Santella and S.A. David, Welding Research Supplement. (1996) pp 129s - 137s.
- 16) R. Vinent. Acta Metall 33, 7 (1985) pp 1205 - 1216.
- 17) C.A. Smith, Anti Corrosion, Feb. (1983) pp 13 - 15.
- 18) ASTM G5 - 81, Annual Book of ASTM Standard, vol. 03, 02 (1993)
- 19) ASTM A262 - 86, Annual Book of ASTM Standard, vol. 03, 02 (1993)
- 20) R. Thamburaj et. al, International Metals Reviews, 28, 1 (1983) pp 1 - 22.
- 21) D.A. Grose and G.S. Ansell, Metallurgical Transaction A. 12A, 9 (1981) pp 1631 - 1645.
- 22) B. Reppich, Acta Metall 30, 2 (1982) pp 87 - 94.
- 23) S.K Kang and R.C. Benn. Metallurgical Transaction A. 16A, no.7 (1985) pp 1285 - 1294.
- 24) M.A. Tada, Z. Metallkde, 72, 8 (1981) pp 546 - 549.
- 25) C.H.V. Ko Pezky et. al, Acta Metall, 33, 5 (1985) pp 873 - 879.

저 자 소 개



백신영(白新榮)

1951년 4월생. 1975년 한국해양대학교
기관학과 졸업. 1982년 연세대학교 대
학원 금속공학(석사).

1991년 전남대학교 대학원 금속공학 졸
업(박사) 1985년 - 현재 목포해양대학교
교수.



나은영(羅恩英)

1975년 6월생. 1997년 목포해양대학교
기관공학부 졸업. 1998년 현재 목포해
양대학교 대학원 기관공학부

재료공학전공. 목포해양대학교 조교.