

MA법으로 제조된 Ni기 합금에서 Y_2O_3 첨가에 따른 인장강도변화와 시효처리 효과

김일호* · 이원식 · 고세현 · 장진만 · 권속인^a

한국생산기술연구원 나노소재팀, ^a고려대학교 신소재공학부

Variation of Tensile Strength by Addition of Y_2O_3 and Effect of Aging Treatment in Ni Base Alloy Fabricated by MA Method

Il-Ho Kim, Wonsik Lee, Se-Hyun Ko, Jin Man Jang and Sook-In Kwun^a

Nano Materials Team, Korea Institute of Industrial Technology, Chonan 330-825, Korea

^aDepartment of Advanced Materials Engineering, Korea University, Seoul 136-701, Korea

(Received January 10, 2008; Accepted February 13, 2008)

Abstract Ni-20Cr-20Fe-5Nb alloy with or without Y_2O_3 was manufactured by mechanical alloying process and consolidated by spark plasma sintering (SPS). The grain size of the alloy with Y_2O_3 was smaller than that of alloy without Y_2O_3 , which results from the effect of Y_2O_3 suppressing grain growth. The tensile strength at room temperature was increased by the addition of Y_2O_3 but decreased abruptly at temperature above 600°C. It seems to result from the change of deformation mechanism due to fine grain size, that is, grain boundary sliding is predominant at above 600°C while internal dislocation movement is predominant at below 600°C. After conventional heat treatment process of solution treatment and aging, a small amount of $\delta(Ni_3Nb)$ phase was formed in Ni-20Cr-20Fe-5Nb alloy while a large amount of $\gamma'(Ni_3Nb)$ was formed in Inconel 718 in the previous report. This is due to exhaustion of Nb content by the formation of NbC during consolidation.

Keywords : Mechanical alloying, ODS alloy, Inconel 718

1. 서 론

Inconel 718은 고강도, 내산성 그리고 내식성이 우수하여 항공기 터빈엔진 및 원자력 발전의 핵반응로 등에 적용되고 있는 단조형 Ni기 합금이다¹⁾. 또한 Inconel 718 합금은 결정립의 미세화를 위해 가공열 처리를 행하고, 미세한 석출물(Ni_3Nb : tetragonal) 상을 형성시켜 강도를 증가시키는 석출강화형 합금으로도 잘 알려져 있다²⁾.

기계적합금화는 성분분말들의 연속적인 압접과 파괴를 통해 합금화가 진행된다에 따라 결정립의 미세화를 야기하고 첨가되는 합금원소의 균질한 고용을 야기할 수 있는 장점을 가지고 있다^{3,4)}. 그러므로 기계적합금화법을 사용하여 Inconel 718 합금을 제조할

경우, 미세한 결정립을 갖고 $\gamma'(Ni_3Nb)$ 상이 균일하게 분포하는 고강도 합금을 제조할 수 있을 것으로 평가되었다.

본 연구는 Inconel 718 합금의 주요 합금원소인 Ni, Cr, Fe 그리고 Nb을 첨가한 Ni-20Cr-20Fe-5Nb 합금을 제조하고, 분산강화 효과 뿐 아니라 결정립 성장을 억제⁴⁾하는 것으로 알려진 Y_2O_3 를 첨가한 Ni-20Cr-20Fe-5Nb-1 Y_2O_3 합금을 함께 제조하였다. 이들 분말들은 통전소결법인 SPS법을 이용하여 벌크재로 성형한 후 미세조직과 기계적특성을 평가함으로써 이 합금 내에서 Y_2O_3 와 Nb의 영향을 규명하고자 한다.

일반적으로 ODS 합금에 관한 연구는 분산물을 첨가한 합금을 제조하고 결정립 조대화를 위하여 2차 재결정 열처리를 진행한 후 고온에서의 기계적특성

*Corresponding Author : [Tel : +82-041-589-8605; E-mail : gsystem@kitech.re.kr]

Table 1. Chemical composition of Inconel 718 and nominal compositions of NCFN and NCFNY alloys (Unit : wt.%)

Designation	Element	Ni	Fe	Cr	Si	Mo	Co	Nb	Ti	Al	Mn	C	Y ₂ O ₃
Inconel718		Bal.	18.20	17.76	0.07	3.01	0.35	5.21	1.01	0.43	0.07	0.02	-
NCFN		Bal.	20.00	20.00	-	-	-	5.00	-	-	-	-	-
NCFNY		Bal.	20.00	20.00	-	-	-	5.00	-	-	-	-	1.00

을 향상시키는데 그 목적을 두고 있다. 하지만 본 연구는 단조형 합금인 Inconel 718 합금을 배경합금으로 진행하였기 때문에 미세한 결정립을 가능한 유지한 후 강도에 미치는 분산물의 역할과 미세한 결정립에서의 석출물의 형성을 검토하기 위하여 진행되었다.

2. 실험방법

본 연구에서는 순도 99% 이상의 Ni분말에 순도 99.9%의 Cr, Fe, Nb의 원소분말 그리고 Y₂O₃ 분말을 무게비로 각각 20%, 20%, 5%, 1% 만큼 첨가한 후 공정제어제로 4 wt.%의 메탄올과 함께 첨가하고 아르곤 분위기(1.5 Kg/cm²)에서 고에너지 불밀인 수직식 attritor를 사용하여 기계적합금화를 실시하였다. 기계적합금화 조건은 볼과 분말의 비율을 무게비로 40:1로 하고 3/8인치 stainless 강구를 사용하여 320 rpm의 속도가 되게 하였다. 합금분말의 합금화 상태를 파악하기 위하여 XRD 분석을 실시하였으며 합금분말의 결정립 크기는 Scherrer법⁵⁾으로 측정하였다. 또한 첨가원소들의 균질 고용 여부는 EPMA 분석을 통해 확인하였다. 합금분말의 벌크재로의 성형은 SPS법을 이용하였는데, SPS법은 승온속도가 100°C/min이상으로 다른 성형법인 Hot press나 고온 압출에 비해 빠르기 때문에 소결공정시 고온에서의 유지시간을 줄일 수 있어 성형동안 결정립의 성장을 최소화할 수 있는 장점을 가지고 있다. SPS에 의한 소결공정은 직경이 30 mm인 원통형 탄소몰드 내부에 합금분말을 장입하고 1×10⁻³ ton의 진공분위기에 서 탄소편치를 이용하여 80 MPa로 가압한 후, 승온속도를 100°C/min로 하고 1100°C까지 승온 후 300 초 동안 유지하는 방법으로 진행하였다. 제조된 합금 벌크재의 결정립 크기는 투과전자현미경을 이용하여 측정하였으며, 형성된 상의 분석을 위하여 투과전자현미경의 제한시아회절(SADP)분석을 실시하였다. 제

조된 벌크재는 1200°C에서 2시간 동안 용체화처리를 실시하고 720°C에서 20시간 동안 시효처리를 행하였다. 열처리 후 시료의 경도시험은 로크웰 경도계 C 스케일로 측정하였다. 인장시험은 표점거리 13 mm인 ASTM E subsize 시편을 제조하고 상온 및 400°C, 600°C 그리고 800°C에서 변형속도 1×10⁻³/sec조건으로 행하였다. 또한 인장시험 후 파편은 FE-SEM을 이용하여 관찰하였다. 상용 Inconel 718 합금의 화학조성과 본 연구에서 제조된 합금분말의 조성은 표 1에 나타내었으며, 이 후에는 Ni-20Cr-20Fe-5Nb합금은 NCFN으로, Ni-20Cr-20Fe-5Nb-1Y₂O₃ 합금은 NCFNY로 표기할 것이다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 기계적합금화를 이용한 합금분말의 제조

본 연구에서는 기계적합금화 공정 동안 밀링시간에 따른 NCFNY 조성을 갖는 성분 분말들의 합금화 상태를 파악하기 위해 분말의 평균입도, 격자상수 그리고 결정립 크기의 변화들을 조사하였으며, 그 결과를 그림 1(a), (b)에 나타내었다. 그림 1의 (a)에서와 같이 밀링이 진행됨에 따라 분말의 평균입도는 증가하였으며, 이러한 분말 크기의 증가는 밀링이 진행됨에 따라 압접 억제역할을 하는 공정제어제(PCA)가 점차적으로 소모되어 그 역할이 감소하기 때문인 것으로 생각되며 이 현상은 Ni기 합금의 기계적합금화 시 일반적으로 밀링시간에 따라 분말의 크기가 증가한다는 기존의 보고를⁶⁾ 통해서도 확인되었다. 합금분말의 결정립의 크기는 밀링시간이 증가함에 따라 지속적으로 감소하였으며, 12시간 이후부터는 20 nm 이하로 유지되었다(그림 1(a)). 밀링에 의해 합금화가 진행됨에 따라 기지인 Ni에 합금원소들의 고용량이 점차 증가하여 Ni 기지의 격자상수도 증가하는 경향을 보였으며, 20시간 이후에는 a=3.562Å의 일정한 값을 나타내었다(그림 1(b)). 이는 Ni 기지에 Fe, Cr

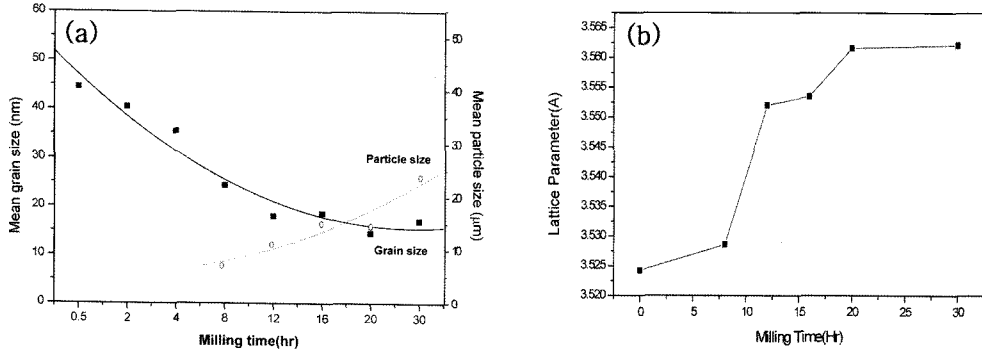


Fig. 1. (a) Variations of particle and grain sizes and (b) change of lattice parameter with milling time in NCFNY alloy.

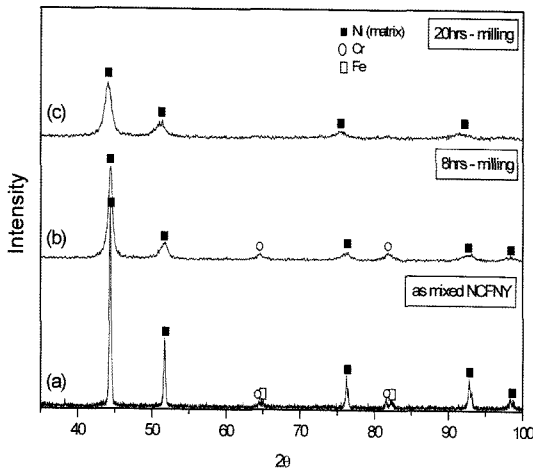


Fig. 2. X-ray diffraction patterns for NCFNY powders with milling time. (a) as-mixed, after milling for (b) 8 hrs and (c) 20 hrs.

그리고 Nb이 고용되면서 격자상수가 증가한 것이며 합금원소의 20시간 이후에는 더 이상의 고용이 진행되지 않는 것으로 사료된다. 그림 2에서는 합금화시간에 따른 XRD 분석결과를 나타내었다. 8시간 동안 밀링 후, Cr 피크는 여전히 남아 있었으나 Fe 피크는 나타나지 않는 것을 알 수 있다(그림 2(b)). 그러나 20시간 밀링이 진행된 후에는 Cr과 Fe 피크 모두가 사라진 결과를 그림 2(c)에서와 같이 확인할 수 있다. 이 결과로부터 Ni내에 Fe가 고용되는 속도가 Cr이 고용되는 속도보다 훨씬 빠르며 20시간 밀링 후, Ni기지 내에 Cr과 Fe의 충분한 고용이 진행된 것으로 생각된다⁷⁾.

또한, 그림 3는 합금원소의 고용상태를 조사하기 위해 EPMA 분석을 실시한 결과이다. 기계적합금화법으로 BCC 구조의 원소를 Ni 기지에 고용시킬 때, Cr과 Nb이 고용되는 속도가 Fe에 비해 상대적으로 느리다는 종전의 연구⁷⁾로부터 Ni 내에 Cr과 Nb이

Milling time	SEM Image	Cr	Nb
8 H			
20 H			

Fig. 3. EPMA dot mapping to investigate distribution of Cr and Nb elements in MAed NCFNY powder.

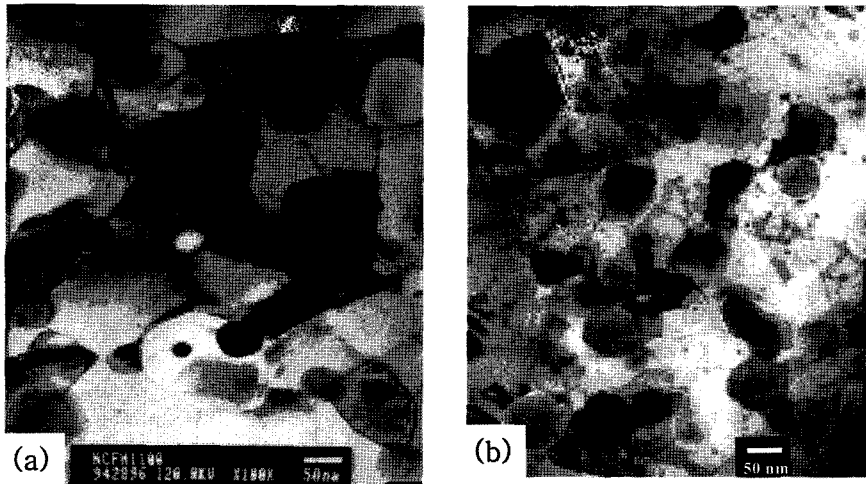


Fig. 4. TEM micrographs of samples consolidated by SPS (300 sec at 1100°C) after 30 hrs milling. (a) NCFN, (b) NCFNY alloys

고용되는 과정을 중심으로 조사하였다. 8시간동안 밀링을 진행한 분말에서는 Cr과 Nb이 균질하게 분포하고 있지 않은 것을 관찰할 수 있는 반면 20시간 밀링된 분말에서는 Cr과 Nb가 매우 균질하게 분포하고 있는 것을 알 수 있다. 이상의 결과들로 부터 20시간의 밀링 후에 합금화가 완료된 것을 알 수 있으나, 용질금속의 고용균질도 더욱 높이고자 30시간을 최종합금화시간으로 설정하여 밀링을 진행하였다.

3.2. 성형 시 결정립 성장에 미치는 Y_2O_3 의 효과

본 연구에서 30시간 동안 합금화가 진행된 합금분말의 결정립 크기는 NCFN 합금과 NCFNY 합금에서 각각 22 nm, 20 nm의 크기로 측정되었으며, SPS법을 통해 성형한 후, 합금 벌크재의 평균 결정립 크기는 Y_2O_3 가 첨가되지 않은 NCFN 합금이 128 nm, 그리고 Y_2O_3 가 첨가된 NCFNY 합금은 54 nm로 각각 관찰되었다(그림 4). 합금분말들의 결정립 크기는 두 합금계에서 유사하게 측정되었지만 벌크재로 성형 후에는 2배 이상의 결정립 크기 차이를 보이는 것은 NCFNY 합금 내에 분산된 Y_2O_3 가 성형시 결정립계의 이동을 방해함으로써 결정립의 성장을 억제한 것으로 생각된다. 또한 NCFN과 NCFNY 합금 벌크재의 밀도는 각각 97.4%와 97.2%로 유사한 값을 보였다.

3.3. 시효처리에 따른 Nb 석출물의 형성

그림 5는 30시간 동안 기계적합금화된 NCFNY

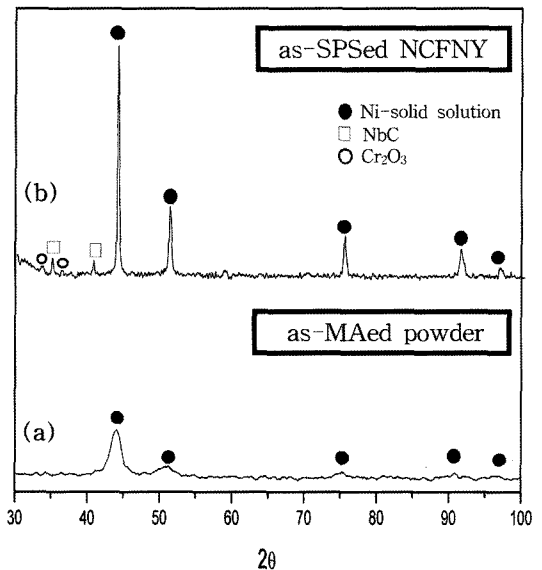


Fig. 5. X-ray diffraction patterns of powders after 30 hrs milling and bulk alloy after consolidation in NCFNY alloy. (a) as MAed alloy powder, (b) bulk alloy after SPS

말과 이 분말을 SPS를 이용하여 성형한 벌크재의 XRD 측정결과이다. 성형된 벌크재에서는 기계적합금화된 분말에서 나타나지 않았던 Cr_2O_3 와 NbC가 다량 형성된 것을 확인할 수 있었다(그림 5(b)). 이 중 NbC는 밀링 시 과도한 압접을 억제하기 위해 공정 제어제로 첨가된 메탄올(CH_3OH)이 분해되면서 나온 C(탄소)와 첨가원소인 Nb이 밀링과정이나 고온에서

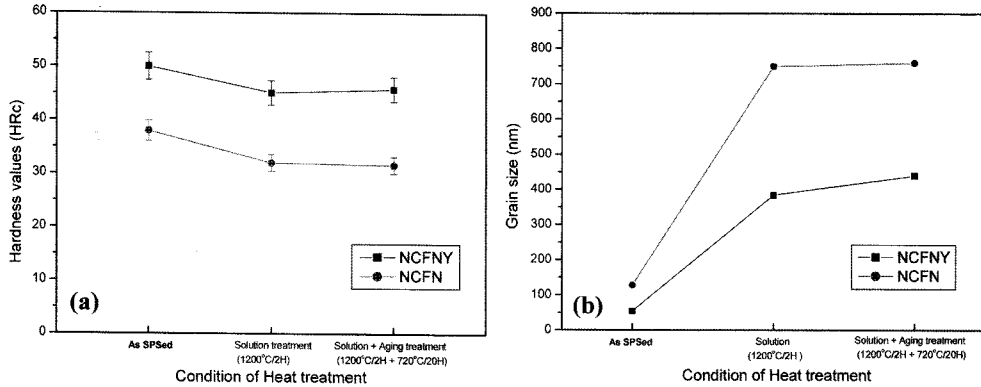


Fig. 6. Variations of (a) hardness values and (b) grain sizes after each heat treatment step.

성형이 진행되는 동안 서로 반응하여 형성된 것으로 생각되며, Cr₂O₃는 합금분말의 제조와 고온 성형과정에서 완전히 제거되지 않은 산소와 Cr이 반응하여 형성된 것으로 생각된다. 본 연구의 배경이 되었던 합금인 Inconel 718은 강도 증가를 위해 1200°C에서 2시간 동안 용체화처리 후, 720에서 20시간 동안 시효처리를 행하여 준안정상인 γ' (Ni₃Nb: Tetragonal)을 석출시켜 강도를 증가 시키는 것으로 보고²⁾되고 있다. 본 연구에서도 SPS에 의해 성형된 벌크재를 Inconel 718 합금과 동일한 공정으로 열처리를 실시하였다. 그림 6의 (a)는 SPS재의 각 열처리에 따른 경도 변화를 보여준다. NCFNY가 모든 열처리 공정에 걸쳐 NCFN보다 약 12~14Hrc 정도 더 높은 값을 보였다. 그러나 용체화 처리 후 NCFN과 NCFNY 모두에서 경도값은 감소하는 경향을 보였으며, 시효처리 후에는 경도값의 변화가 전혀 나타나지

않았다. 그림 6의 (b)에는 각 열처리에 따른 결정립 크기 변화를 나타내었는데, 용체화 처리를 진행함에 따라 NCFN과 NCFNY에서 결정립의 조대화가 일어나는 것을 확인 할 수 있었다. 이 결과로부터 NCFN과 NCFNY의 경도 시험에서 용체화처리 후 경도값이 감소한 결과는 결정립 성장 때문인 것을 알 수 있다. 그러나 시효처리에도 불구하고 경도값의 증가가 발생하지 않는 것은 Inconel 718 합금의 경우²⁾와는 크게 다르다. 이 현상에 대한 원인을 조사하고자 시효처리한 NCFN와 NCFNY의 미세조직을 투과전자현미경으로 관찰하였고, 그 결과는 그림 7에서와 같이 나타났다. 이 결과에서는 SPS 상태에서 이미 생성되어 있던 Cr₂O₃와 NbC가 관찰 되었으며, 또한 시효처리에 의해 형성된 δ (Ni₃Nb)상이 관찰되었다. δ 상은 orthorhombic 구조를 갖는 안정상으로 준안정 강화상인 tetragonal 구조의 γ' (Ni₃Nb)이 과시효되면

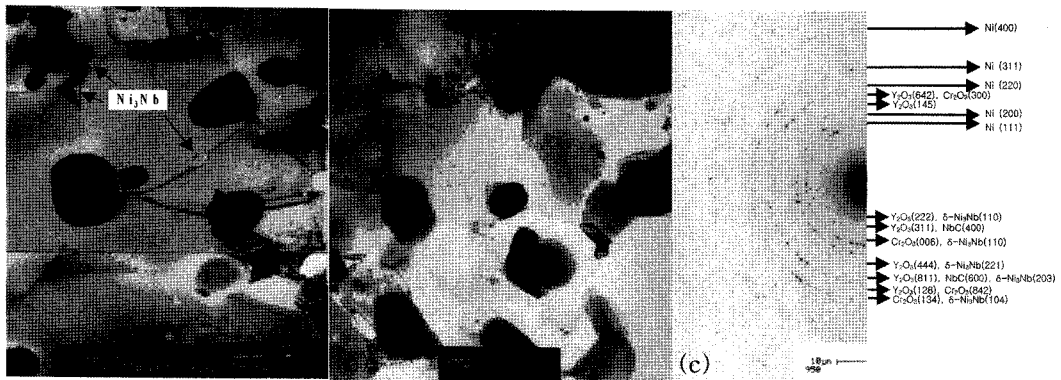


Fig. 7. TEM images after solid solution and aging treatment in NCFN and NCFNY alloy. (a) bright image of NCFN alloy, (b) bright image and (c) SADP of NCFNY alloy

서 나타난 상으로⁸⁾ 결정립계에 형성되어 결정립 성장을 억제하는 역할을 하는 것으로 보고되고 있다⁹⁻¹¹⁾. 본 연구에서 형성된 δ 상도 그림 7(a)에서와 같이 결정립계에 형성되어 있으며, 형성된 량도 면적 분율로 약 0.85%만이 형성되어 있는 것을 확인할 수 있다. 이상의 결과들로부터 시효처리 후에도 경도값이 증가하지 않는 이유는 몇 가지 관점으로 고려되어 질 수 있다. 첫째, 시효처리에 의해 형성되는 석출물이 강화 효과를 나타내기 위해서는 기지와 정합관계를 유지하는 입내석출상인 tetragonal 구조의 준안정 $\gamma'(Ni_3Nb)$ 상이 형성되어 전위의 이동을 충분히 억제할 수 있어야 하지만, 본 연구에서는 과시효 상인 orthorhombic 구조의 $\delta(Ni_3Nb)$ 가 결정립계에 형성됨에 따라 충분한 강화 효과를 나타내지 못한 것으로 사료된다. 둘째, 이미 앞에서 언급된 바와 같이 SPS를 이용한 고온성형시 Nb은 이미 다량의 NbC를 형성하여 많은 량이 소모되게 되고, 그에 따라 시효처리 시 충분한 양의 Ni_3Nb 상이 형성되지 못하여 강도의 증가가 발생하지 않은 것으로 생각된다. 위에서 제시한 두 가지는 결정립의 크기가 조대한 일반적인 합금의 경우에는 분명하게 설득력을 가질 수 있다. 그러나 본 연구에서 제조된 NCFNY는 모든 열처리 공정을 마친 후에도 수백 nm의 결정립 크기를 나타내며, $\delta(Ni_3Nb)$ 상은 약 100 nm 정도의 크기를 나타낸다. 이처럼 결정립과 석출물의 크기 차이가 크지 않은 경우에도 앞에서 고려한 두 가지로써 설명이 가능한지는 확인하기 어려우나, NCFN과 NCFNY가 시효처리 후에도 소량의 $\delta(Ni_3Nb)$ 상 만을 형성한 앞에서의 결과를 고려했을 때, 시효처리에 의해서도 경도 증가가 일어나지 않은 이유를 분명하게 설명하는 것으로 생각된다. Inconel 718합금과 동일한 열처리를 행하였음에도 불구하고 기계적합금화로 제조된 합금에서는 준안정 γ' 상이 아닌 δ 상이 형성된 이유에 대해서는 그 원인이 아직 분명하지 않으나, 강화 효과에는 크게 영향을 미치지 못하는 것으로 확인되었다.

3.4. 기계적 성질에 미치는 Y_2O_3 의 영향

기계적 성질에 미치는 Y_2O_3 의 영향을 알아보기 위하여 SPS 상태의 NCFN 합금과 NCFNY 합금을 상온, 400°C, 600°C 그리고 800°C에서 인장시험을 행하였으며, 그 결과들을 그림 8에 나타내었다. 상온인장강도는 Y_2O_3 가 첨가된 NCFNY 합금이 NCFN 합

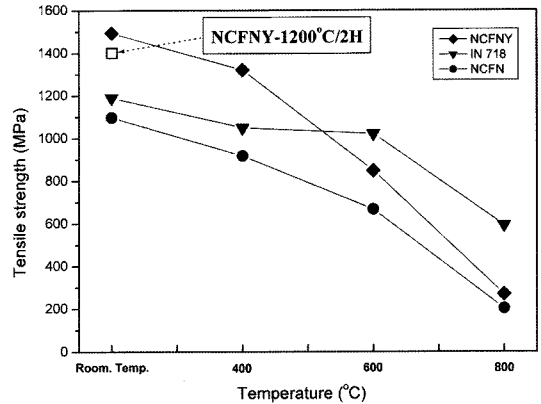


Fig. 8. Comparison of tensile strength of NCFN, NCFNY and Inconel 718 at each temperatures.

금보다 436 MPa 만큼 더 큰 강도를 나타내었고 400°C, 600°C에서는 각각 402 MPa, 162 MPa 만큼 더 큰 강도를 보였으나 800°C에서는 단지 11 MPa만이 증가하는 결과가 얻어졌다. Y_2O_3 가 첨가된 NCFNY 합금에서 더 큰 강도를 보이는 이유는 Y_2O_3 의 첨가에 따른 결정립 미세화 및 분산강화에 의한 효과로 고려될 수 있다. 따라서 이들 2가지 강화 기구 중 어떠한 것이 본 합금계에서 더욱 지배적인 영향을 미치는지 조사하기 위해 NCFNY 합금을 1200°C에서 2시간동안 열처리를 진행하여 결정립 조대화를 시도한 후 인장강도를 측정하였다. 그 결과 NCFNY 합금의 결정립 크기는 54 nm에서 385 nm로 7배 이상 성장하였다. 조대화된 NCFNY 합금의 결정립크기는 SPS 상태의 NCFN 합금(결정립 크기 128 nm)보다 157 nm 정도 더 큰 결정립을 갖는 NCFNY 합금이 얻어졌다. 조대화 열처리를 행한 이 합금의 상온인장강도는 1424 MPa로 나타났으며(그림 8의 □위치), 이 값은 128 nm의 결정립 크기를 갖는 NCFN 합금의 상온인장강도 보다 약 300 MPa 정도 더 큰 값이다. 이 결과는 Y_2O_3 를 첨가한 NCFNY 합금이 Y_2O_3 를 첨가하지 않은 NCFN 합금보다 더 큰 강도를 보이는 이유가 결정립의 미세화 효과보다는 Y_2O_3 첨가에 기인한 것이라는 것을 분명히 의미하는 것이며, 이는 기계적합금화법으로 제조된 Fe-Al+ Y_2O_3 합금에 대한 기존의 연구¹²⁾와도 일치하고 있다. 또한 그림 8에서와 같이 시효처리된 상용 Inconel 718¹³⁾과 비교했을 때, 상온과 400°C에서는 NCFNY 합금이 Inconel 718보다 더 높은 강도를 보

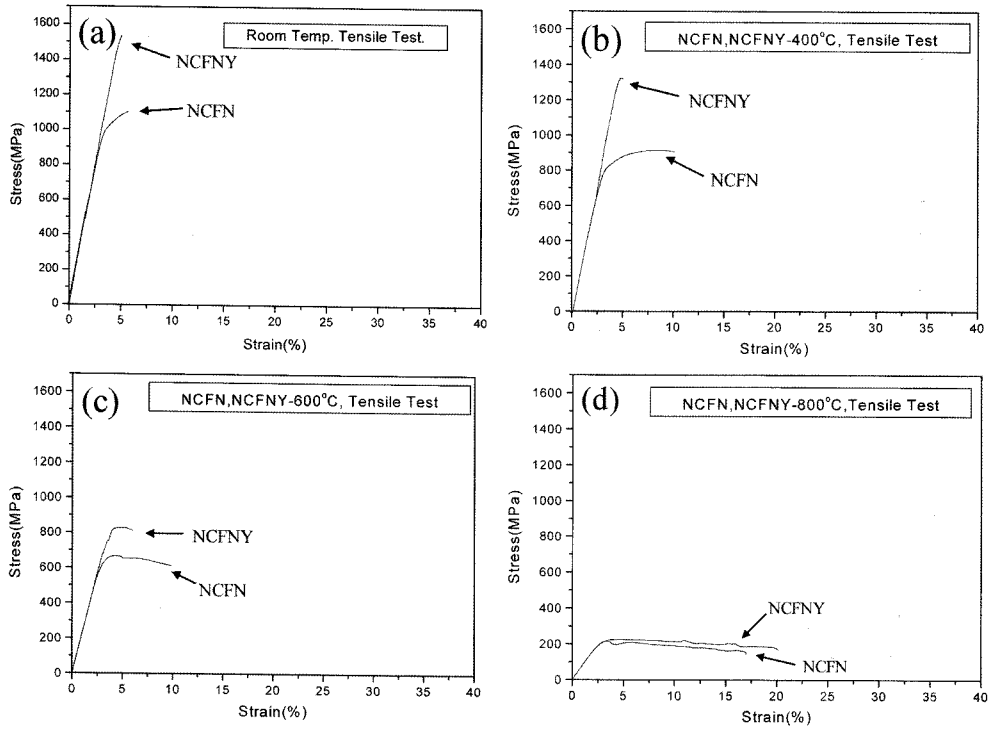


Fig. 9. Tensile stress-strain curves of NCFN and NCFNY alloys at (a) room temperature, (b) 400°C, (c) 600°C and (c) 800°C.

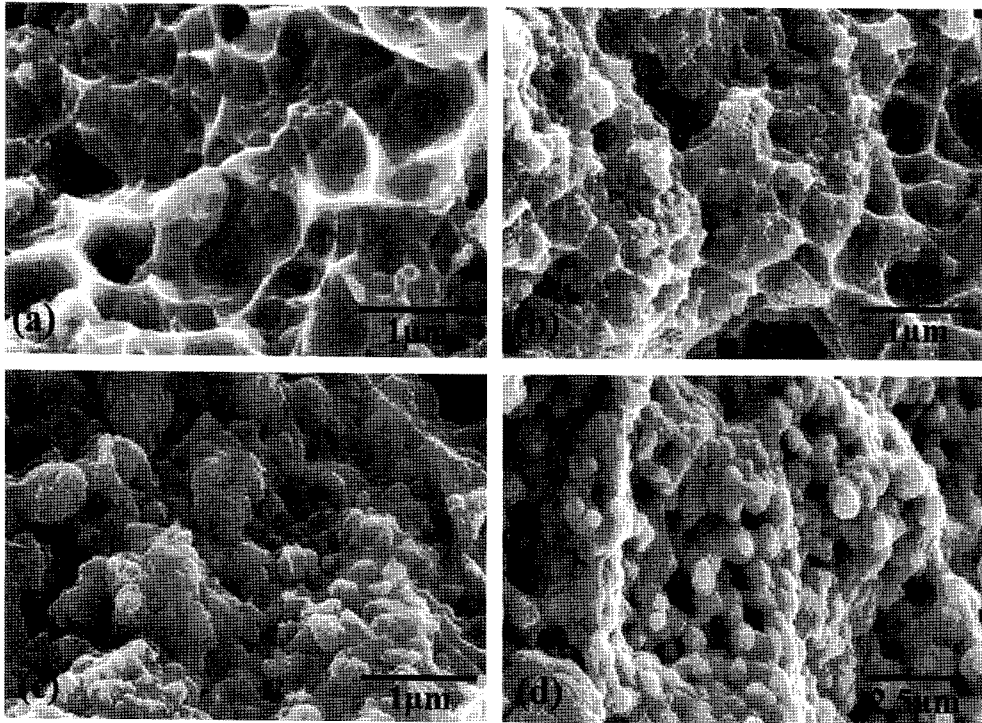


Fig. 10. SEM fractographs after tensile test of NCFNY. a) room temperature, b) 400°C, c) 600°C and d) 800°C.

이는 반면 600°C 이상에서는 오히려 더 낮은 강도를 보이는 것으로 나타났다. 기계적합금화로 제조된 NCFNY 합금이 400°C 이하의 온도에서 더 높은 강도를 보이는 것은 Y_2O_3 의 분산강화 및 결정립 미세화 효과에 기인하는 것으로 사료된다. 그러나 600°C 이상의 온도에서 Inconel 718이 오히려 더 큰 강도를 보이는 이유는 고온에서의 변형이 입계 미끄럼이나 기공 형성과 같은 결정립계에 관련된 기구에 의해 주로 발생하므로 미세한 결정립에 의해 상대적으로 더 많은 양의 결정립계를 갖는 NCFNY 합금이 고온에서는 보다 더 용이하게 변형을 일으키기 때문이다. 그림 9의 상온, 400°C, 600°C 그리고 800°C에서의 인장곡선들에서 알 수 있듯이 400°C에서는 변형량이 증가함에 따라 약간의 가공경화가 일어나다가 파단이 일어나는 모습을 볼 수 있으나 600°C와 800°C에서는 가공경화 현상은 전혀 나타나지 않고 변형량이 증가함에 따라 강도가 지속적으로 감소하는 연화현상이 발생했다. 이는 600°C이상의 높은 온도에서는 결정립 내부의 변형보다는 입계 미끄럼에 의해 변형이 진행된다는 것을 나타내는 것이며, 이는 그림 10의 파면 사진에 명확히 나타나고 있다. 상온 및 400°C의 인장 파면에서는 입내파괴 형태의 파면을 보였으나(그림 10의 (a)와 (b)), 600°C의 경우에는 입내파괴와 입계파괴가 함께 나타났고(그림 10(c)) 800°C에서는 입계파괴로 파단이 진행되었음을 알 수 있다(그림 10(d)). 이 결과들은 600°C이상의 온도에서는 변형이 입내 보다는 입계를 통하여 진행된다는 사실을 잘 나타내고 있다.

4. 결 론

Ni기 초내열합금인 Inconel 합금의 주요 합금원소인 Ni-Cr-Fe-Nb합금계에 Y_2O_3 를 첨가하여 기계적합금화법을 이용하여 합금 분말을 제조하고 SPS를 이용하여 성형한 성형체의 미세조직과 기계적 성질을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Y_2O_3 의 첨가는 결정립 크기를 약 50%정도 감

소시키고 인장강도의 향상을 야기하였다. 이러한 강도 향상은 결정립 미세화에 의한 것 보다는 Y_2O_3 의 분산 강화 효과에 의한 것으로 평가되었다.

2) 성형 후 벌크재에서는 다량의 NbC가 형성되었으며, 이에 따라 시효처리 시 Ni_3Nb 의 석출량은 감소하였다. 또한 시효처리에 의해 형성된 Nb석출물은 orthorombic 구조의 $\delta-Ni_3Nb$ 임이 확인되었다.

3) NCFNY합금은 400°C 이하의 온도에서는 Inconel 718보다 더 우수한 강도를 보인 반면 600°C 이상의 온도에서는 오히려 더 낮은 강도를 보였다. 이는 결정립의 미세화에 의해 600°C 이상의 고온에서는 입계 미끄럼 등에 의한 변형이 주된 파괴기구로 작용하기 때문인 것으로 사료된다.

참고문헌

1. E. A. Loria: J. of Met., **6** (1998) 36.
2. J. F. Radavich: J. of Met., **6** (1988) 35.
3. J. S. Benjamin and R. D. Schelleng: Metall. Trans., **12A** (1981) 1827.
4. J. Zbiral: Metall. Trans. A., **27A** (1996) 1371.
5. B. D. Cullity: Elements of X-ray diffraction, 2nd ed., Addison-wesley (1978).
6. J. S. Benjamin and M. Bomford: Metall. Trans. A., **8A** (1977) 1301.
7. A. N. Streletskii: Mater. Sci. and Eng. A., **282** (2000) 213.
8. O. B. Armida and J. F. Radavich: Superalloy718, 625 and Various Derivatives., ed. E. A. Loria, TMS. (1991) 325.
9. D. D. Krueger: Superalloy 718., ed. E. A. Loria, TMS. (1989) 279.
10. L. Ferrer, B. Pieraggi and J. F. Uginet: Superalloy 718, 625 and Various Derivatives., ed. E. A. Loria, TMS. (1991) 217.
11. K. H. Chung, J. S. Lee, R. Rodriguez and E. J. Lavernia: Metall. Trans. A., **33A** (2002) 125.
12. M. A. Munoz-Morris, C. Garcia Oca and D. G. Morris: Acta Mater., **50** (2002) 2825.
13. B. H. Choe, I. H. Kim, B. H. Lee, H. S. Ahn, J. H. Lee, J. H. Lee and H. M. Kim: Mater. Sci. and Eng. A., **323** (2002) 187.