

## TiC 분산된 니켈기 합금의 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 열처리 영향

홍성현 · 황금철\* · 이원혁\* · 진억용\*\*

한국기계연구원 재료연구부

\*(주)알로이텍

\*\*이주대학교, 기계 및 산업공학부 재료공학전공

### Effect of Heat Treatment on the Microstructures and Mechanical Properties of TiC Dispersed Ni-base Alloy

Seong-Hyeon Hong, Keum-Chul Hwang\*, Won-Hyuk Rhee\* and Eog-Yong Chin\*\*

Materials Technology Dept., Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam-dong,  
Changwon, Kyungnam 641-831, Korea

\*Alloy TiC Co., Ltd., 480-7 Gaerangri, Jungnam, Hwasung, Kyungki 445-960, Korea

\*\*Materials Engineering, Dept. of Mechanical & Industrial Eng., Ajou University, San 5,  
Wonchon-dong, Paldal-gu, Suwon, Korea

(Received 23 October 2002 ; Accepted form 28 November 2002)

**Abstract** The microstructures and properties of TiC dispersed nickel-base alloy were studied in this work. The alloy prepared by powder metallurgical processing was solution treated, 1st-aged at 880°C for 16 hours, and then 2nd-aged at 760°C for 4 hours. Microstructure of sintered specimen showed that TiC particles are uniformly dispersed in Ni base alloy. In the specimen aged at 880°C for 8 hours, the fine  $\gamma'$  Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) precipitates with round shape are observed and the very fine  $\gamma'$  Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) particles with round shape are precipitated in the specimen aged at 760°C for 4 hours. The presence of  $\gamma'$  precipitates in TiC/Ni base alloy increased the hardness and wear resistance of the specimen. The hardness and wear resistance of the Ni-base with TiC are higher than those of conventional Ni-base superalloy X-750 because of dispersion strengthening of TiC particles. The hardness, transverse rupture strength and wear resistance of the specimen 2nd-aged at 760°C for 4 hours are higher than those of 1st-aged specimen due to ultrafine  $\gamma'$  Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) precipitates.

**Keywords** : TiC, superalloy, Composite, Heat-treatment, Mechanical property, Aging

### 1. 서 론

각종 산업의 발달이 빠르게 진행됨에 따라 재료의 사용 환경이 다양해지고 극한적 환경에서 보다 우수한 내구성 및 내마모성을 필요로 하는 재료의 개발이 절실히 요청되고 있다. 현재 국내외에서 내마모용 재료로는 공구강이나 초경 합금이 가장 많이 쓰이고 있다. 공구강은 용도에 따라 다양한 합금원소를 첨가시켜 원하는 성질을 얻어낼 수 있어 산업체 전반에

가장 많이 쓰이고 있으며, 초경합금은 다양한 합금 기지에 고정도의 WC 입자를 분산시켜 제작하기 때문에 높은 경도를 갖는다. 그러나, 공구강은 초경합금에 비하여 인성이 좋으나 내마모성이 떨어지는 단점이 있고, 초경합금은 내마모성은 좋으나 충격에 약하고 일반 기계가공이 불가능한 단점을 가지고 있다. 이로 인하여 두 재료의 단점을 보완하기 위한 재료의 연구가 TiC계에서 다양하게 이루어져 왔다. 1950 년대에 내마모성, 인성, 가공성을 동시에 겸비한 열

처리 가능한 TiC계 소결합금(합금강 기지)의 개발이 완료되었고, 이후 다양한 기지를 갖는 TiC계 합금 개발이 시도되었다<sup>1-4)</sup>.

고경도의 TiC(고온에서 열역학적으로 안정함, 경도 ( $H_v$ ): 3200, 입자형태: 구형)입자들이 열처리 가능한 합금기지에 분산되어 있는 2상의 복합 소결체는 소둔 열처리에 의하여 기지상이 연화되어 가공이 용이하며, 가공 후에는 경화 열처리를 하여 기지 합금상을 경화시켜 TiC 입자들과 더불어 기지상도 마모에 대한 저항을 나타내는 특성을 갖게 된다. 이런 합금들의 특징은 연화 열처리상태에서 합금 기지상의 경도가 낮아지므로 일반 절삭 공구로 가공이 가능하며 기계 가공 후 경화 열처리로 합금 기지상을 경화시킬 수 있기 때문에 매우 높은 내마모성을 갖게 된다. 금속과의 마찰시 고경도의 낮은 마찰계수를 갖는 구형의 TiC 입자로 인하여 윤활성이 좋아 매우 낮은 마찰계수를 가진다. 합금기지의 조성을 다양하게 변화시켜서 내마모, 내열, 내식 등 각종 응용 환경에 적합한 합금설계가 용이하다.

한편, 니켈기 합금은 고온강도뿐만 아니라 내식성이 우수한 합금으로 초기단계에서는 Ni-Cr 기지에 Al, Ti를 첨가한 간단한 석출경화형 합금이었으나 현재는 10여 개의 합금원소가 첨가된 복잡한 합금으로 발달되어 많은 합금이 개발되어 있다. 강도나 크립 특성을 증가시키기 위하여  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물 양의 증가, 탄화물 석출, 산화물분산, 합금원소의 첨가 등 많은 연구가 시행되었다<sup>5)</sup>. 이러한 합금설계 및 열처리에 의하여 우수한 기계적 특성을 갖는 니켈기 합금은 내식성 및 고온 특성이 우수하지만 내마모성이 여전히 떨어지는 단점이 있다.

그러므로 상온/고온 경도 및 내마모성 향상 위하여 기지를 니켈기 합금으로 한 TiC 분산강화 복합소재의 연구는 매우 중요하다고 본다. 니켈 기지내에 적당량의 TiC 분산에 의하여 기존의 TiC계 세멧트에서 어려운 일반 기계가공이 가능하게 하며, 니켈기 합금보다 낮은 밀도로 인한 경량화를 이룰 수 있다. 이 합금은 비자성이 요구되는 내마모 금형이나 펀치, 열간용 압출 다이, 열간 가이드 롤러, 열간 단조 금형 등으로 응용이 예상된다.

본 연구에서는 니켈기 합금의 경도 및 내마모성을 향상시키기 위하여 니켈기 합금 기지내에 TiC 입자를 분산시킨 복합재료의 특성 평가를 체계적으로 실

시하였다. 열처리 조건에 따른 상온/고온 경도, 굽힘 강도, 내마모성 등을 조사하였고 XRD, SEM 및 TEM을 통하여 미세조직의 분석과의 상관 관계를 조사하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서는 니켈기 초내열합금 Inconel X-750 기지에 TiC를 분산시킨 복합 소결체를 사용하였다. 사용된 합금의 조성을 표 1에 나타냈으며, 액상 소결법에 의하여 (주)알로이틱에서 생산된 재종 FT-5 이었다. 시편의 크기는 폭  $22 \times$  두께  $22 \times$  길이  $192$  mm 이었다. 공급받은 시편의 밀도는 아르키메데스의 원리를 이용하여 공기중 시편 무게를 공기중의 무게와 물속에서 무게와 차이로 나누어서 계산하였다.

시편의 열처리는 TiC가 열처리에 따라 상변화가 없으므로 기지상인 니켈계 합금의 열처리에 준하여 실시하였다. 일반적으로 니켈기 초내열합금은 약  $1200^\circ\text{C}$ 에서 용체화 처리하여 기지상 내에  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물을 고용시키며, 이어서 1차 시효열처리 및 2차 시효열처리에 의하여 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물을 형성시키는 것으로 알려져 있다<sup>5)</sup>.

본 연구에서는 아르곤 분위기에서 단계별로 열처리한 시편을 채취하여 기계적 특성을 비교하였다. 용체화 처리는  $1200^\circ\text{C}$ 에서 1시간 유지 후 공냉하였고 1차 시효처리 (1st Aging)를  $880^\circ\text{C}$ 에서 8시간 유지하여 미세한  $\gamma'$  입자가 석출되게 한다. 이어서, 2차 시효처리 (2nd Aging)를  $760^\circ\text{C}$ 에서 4시간 유지하여 매우 미세한 구형의  $\gamma'$  입자가 형성되게 하였다.

시편의 미세 조직을 관찰하기 위하여 금속 광학현미경, 주사 전자현미경(SEM) 및 투과 전자현미경(TEM)을 이용하였다. 시편내의 기공, TiC의 분포 및 크기를 관찰하기 위하여 광학 현미경 및 SEM(제조사: JEOL, 모델명: JSM-5800, 가속전압: 20 kV)을 이용하였다. 열처리 온도에 따른  $\gamma'$  석출물을 관찰하기 위하여 TEM(제조사: JEOL, 모델명: EM-2000FX2, 가속전압: 100 kV, 카메라 상수: 100 cm)을 이용하였다. TEM용 시편은 저속 다이아몬드 톱을 사용하여

Table 1. Chemical composition of TiC/Ni-base alloy.

Elements	TiC	Cr	Al+Ti	Fe	Ni
wt.%	29	12.78	1.42	5.68	bal.

0.2~0.4 mm 두께로 절단한 후, 이를 다시 SiC 연마지(#220~#1200)에서 연마하여 30 μm 정도로 얇게 한 후 3 mm 직경으로 디스크를 만들었다. 이 디스크를 metanol 300 ml + butanol 175 ml + perchloric acid 40 ml 혼합한 전해액으로 -20°C 이하에서 40 V의 전압을 통하여 Jet polishing한 후 TEM에서 관찰하였다. 상의 종류 규명에는 XRD(scanning speed: 5°/min, 가속전압: 36 kV, 전류: 26 mA)를 이용하여 분석하였다.

각 열처리 온도에 따른 경도의 측정은 로크웰 경도기(Rockwell Hardness Tester)를 이용하여 측정(Rockwell C, 150 kg 하중)하였다. TiC의 분포에 따라 경도의 차이가 크므로 통상적으로 7회를 측정하였다. TiC 분산에 의한 강화 효과를 비교하기 위하여 Inconel X-750 시편과 최종 2차 시효처리 시행한 시편을 사용하여 고온 경도시험을 시행하였다. 일본 Nikon사의 고온 비커스 경도시험기(QM-2)를 사용하였으며 시험 온도구역 20~920°C, 하중 1 kgf, 유지시간 10초, 진공도 10<sup>-4</sup> Torr의 조건에서 실시하였다.

각 단계별로 열처리(용체화 처리, 용체화 처리 + 1차 시효, 용체화 처리 + 1차 시효 + 2차 시효)를 시행한 후 5.0×5.0×5.0 mm의 크기로 가공한 후 SiC paper #80번을 상대재로 하여 마모시험을 실시하였다. 마모시 하중 30 N, 속도 400 rpm에서 30분간 동안(총 활주거리 3587 m) 마모시키면 시간에 따른 시편의 마모된 높이 변화 및 마모부피의 변화를 측정하였다. 이때 10분마다 새로운 SiC paper #80을 교체하여 마모가 비교적 동일한 조건에서 용이하게 발생하도록 하였다.

각 단계별로 열처리 시편을 45×6.65×6.65 mm의 크기로 가공/연삭한 시편을 3중점 굽힘 강도 시험을 하였다. 3중점 굽힘강도 시험은 Instron 4206에서 지지점간의 간격이 40 mm인 시험용 지그위에 장착한 후 crosshead speed 0.5 mm/분의 속도로 시험하였다. 굽힘강도(TRS)와 하중과의 관계식은 3점 굽힘시험시 일반적인 식 (1)을 사용하였다.

$$TRS(\text{kg/mm}^2) = 3PL/(2T^2W) \quad (1)$$

여기서, P는 파괴 하중, T와 W는 각각 시편의 두께 및 폭, L은 지지점간의 거리이다. 굽힘 시험된 파

단면을 주사전자현미경으로 관찰하여 파괴되는 양상을 조사하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 TiC 분산강화 초내열 합금의 미세 조직

그림 1은 사용된 소결체의 미세조직을 보여주는 사진이다. 그림 1(a)에서 알 수 있는 바와 같이 원소재인 TiC 분산 강화 니켈기 합금은 기공이 없는 치밀한 조직을 보여주었고, 측정된 밀도는 이론 밀도의 99.7%인 6.81 g/cm<sup>3</sup>이었다. 그림 1(b)에 나타난 바와 같이 TiC 입자 등의 모양이 링형 및 구형 등으로 다양한 형상이 관찰되는 것은 이 온도에서 니켈계 기지상이 용융되어 액상을 형성하고 고상인 TiC 입자들이 용해/재석출이 발생하여 액상소결이 진행되었음을 나타낸다<sup>1)</sup>. TiC 입자가 용해/재석출이 활발히 진행되어 작은 TiC 입자는 니켈기지상에 고용되고 큰 TiC 입자에 TiC가 석출되어 TiC입자가 상당히 성장되어 있음을 알 수 있다.

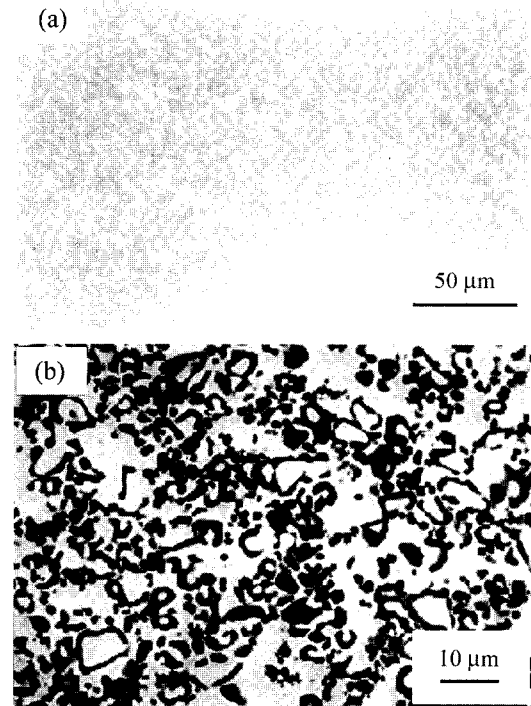


Fig. 1. (a)Optical and (b)Scanning electron micrographs of TiC/Ni composite.

한편, 소결체의 미세조직에서 계면적이 큰 형상인 C형의 TiC 입자도 관찰된다. TiC계에서 이러한 현상의 원인 규명은 조대한 TiC을 초기 원료로 사용하여 TiC-Fe 및 TiC-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 계에서 행하여졌다<sup>7-9)</sup>. TiC-Fe의 경우에 작은 TiC가 용해되고 큰 TiC에 석출되면서 Fe도 큰 TiC 입자 표면에 소량 고용되며 이로 인하여 TiC의 표면 부위의 격자상수와 순수한 TiC로 존재하는 내부 TiC의 격자 상수 차이가 발생하여 정합변형이 생긴다<sup>8)</sup>. TiC-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 계의 경우에도 열처리 시 TiC 표면에 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>가 고용되어 표면부와 내부에 조성이 다름으로 인하여 격자 상수의 차이가 발생하여 정합변형이 발생한다<sup>9)</sup>. 이러한 정합변형 에너지가 TiC 계면을 이동시키는 중요한 구동력이 된다. 또한, TiC의 탄성율이 결정 방향에 따라 다르므로 탄성율이 큰 방향에서 정합 변형에너지가 크므로 이를 소멸하기 위하여 이 위치에서 타원소가 고용된 TiC의 표면이 우선적으로 용해되고 다른 위치에 재석출하게 된다. 이러한 작용이 계속되면 특정부위에서 TiC의 용해가 심하게 발생하여 다른 부위에 석출하므로써 C형과 같이 계면적이 큰 TiC의 입자도 발생하게 된다<sup>10,11)</sup>. 본 TiC-Ni-Cr계의 경우에는 TiC 입자의 표면층에 Cr과 Ni이 고용되면 표면층과 내부가 조성 차이가 발생하여 상기와 같은 현상을 발생시킬 수 있는 것으로 사료된다.

한편, 그림 2는 2차 시효처리를 한 시편의 XRD 자료를 제시하였으며 TiC 입자상, Ni 기지상, Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 석출물상이 관찰되었다. 여기서 Ni과 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti)의 격자상수(lattice constants)는 각각 3.52Å와 3.56 Å으로 매우 비슷하여 같은 회절각에서 두상의 피크가 겹쳐져서 나오므로 2상의 구분을 엄밀히 힘들다. TiC 분산된 니켈계 소결합금의 열처리에 따른 TEM 조직사진을 그림 3에 제시하였다. 880°C에서 8시간 열처리를 한 시편에서 미세한 구형의 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti)석출물들이 관찰되었고 이어서 760°C에서 4시간 열처리를 한 시편에서도 매우 미세한 구형의  $\gamma$  Ni<sub>3</sub>(Al,Ti)석출물들이 관찰되었다. 그림 3(c)는 760°C에서 4시간 열처리를 한 시편의 spot 패턴이며 그림 3의 (d)는  $\gamma$ 의 superlattice spot을 도식적으로 나타냈다. 니켈계 초내열 합금을 시효할 때 나타나는 전형적인  $\gamma$  Ni<sub>3</sub>(Al,Ti)석출물의 회절패턴임을 알 수 있다. 즉, 미세한  $\gamma$ 이 석출하여 superlattice spot들이 나타났다고 할 수 있다.

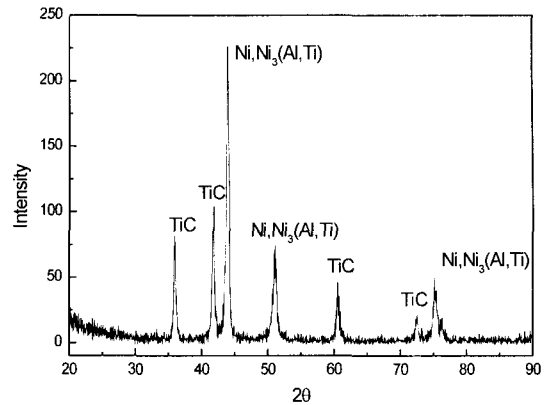


Fig. 2. X-Ray diffraction pattern of 29% TiC/Ni-base alloy after 2nd-aging treatment(760°C, 4 h).

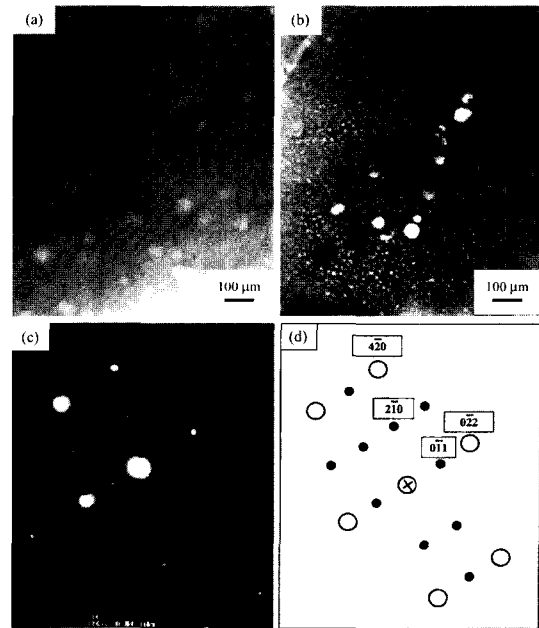


Fig. 3. TEM micrographs of heat-treated 29% TiC/Ni-base alloy: (a)solution-treated at 1200°C for 1 h, and aged at 880°C for 8 h (b)solution-treated at 1200°C for 1 h, aged at 880°C for 8 h and aged at 760°C for 4 h (c, d) spot pattern of (b) and indexing of  $\gamma'$  spot pattern.

### 3.2. TiC 분산강화 초내열합금의 기계적 특성평가

#### 1) 열처리에 따른 경도 변화

1200°C에서 60분 동안 유지한 후 공냉한 시편의 경도는 46.8 HRC로 낮은 값을 보여 주었다. 이는 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti)이 니켈계 기지상 내에 고용되어 기지의 석

출물에 의한 강화효과가 감소하였기 때문이다. 이어서 880°C에서 8시간 동안 1차 시효열처리 후의 경도는 48.4 HRC로 다소 증가하였으며 이는 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$ 이 일부 석출이 되었기 때문이다. 이어서 760°C에서 4시간 동안 2차 시효 열처리를 한 시편의 경도는 52.1 HRC로 매우 높은 값을 보여주었다. 이는 2차 시효열처리에 의하여 매우 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물이 활발히 발생하여 니켈기 기지에 석출강화를 야기하였기 때문인 것으로 판단된다.

한편, 그림 4는 용체화처리 + 1차 시효를 한 후 2차 시효 온도인 760°C에서 열처리 시간에 따른 경도 변화를 제시한 것이다. 그림 4에서 알 수 있듯이 2시간 동안의 짧은 열처리에 의해서도 경도가 급격히 증가함을 알 수 있으며 4시간 이상 열처리시 경도가 일정함을 알 수 있다. 이는 760°C에서 2차 시효 열처리시, 매우 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$ 이 약 2시간 정도로 짧은 시간내에 석출이 되며 열처리 시간이 약 4시간 정도이면 충분한 석출이 발생하여 니켈계 기지상을 충분히 강화시킨 것으로 판단된다.

본 TiC 분산된 니켈계 합금과 기존의 상용 니켈계 초내열합금의 특성을 조사하여 TiC 분산 효과를 검토하였다. 그림 5는 TiC 분산에 의한 강화 효과를 비교하기 위하여 기존의 니켈계 초내열합금(Inconel X-750)과의 고온 경도를 비교한 것이다. 본 연구에서 연구된 합금은 니켈계 초내열합금 중 TiC가 29wt% 함유된 합금이므로 기존의 니켈계 초내열합금과 고온 경도를 비교하면 TiC의 효과를 알 수 있다. 그림 5에서 알 수 있는 바와 같이 상온뿐만 아니라 고온에서도 TiC 분산된 니켈계 초내열합금의 경도가 매우 우수함을 알 수 있다. 상온 근처에서 TiC의 분산 강화 효과가 매우 크며 고온으로 갈수록 다소 분산강화 효과가 감소하는 경향이 있으나 기존의 니켈계 초내열 합금 보다는 상당한 고온 경도를 유지하고 있다. TiC의 비커스 경도는 상온, 400, 600, 800°C 에서 각각 약 3000, 1500, 1000, 600 Kg/mm<sup>2</sup>이며<sup>12)</sup> 온도 증가에 따라 경도는 감소하나 TiC의 고온 경도가 높으므로 TiC 입자에 의한 분산에 의하여 니켈계 초내열 합금의 고온 경도가 어느 정도 유지된다고 할 수 있다.

## 2) 열처리에 따른 굽힘 강도

일반적으로 취약한 경질 소결합금에서 굽힘강도는 파괴되지 않고 최대로 견딜 수 있는 응력의 척도로 알려져 있으며 그림 6은 각 단계별로 열처리된 시편

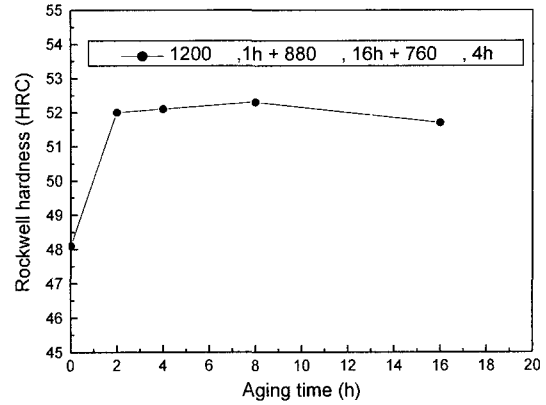


Fig. 4. Variation of hardness of 29% TiC/Ni-base alloy with aging time at 760°C.

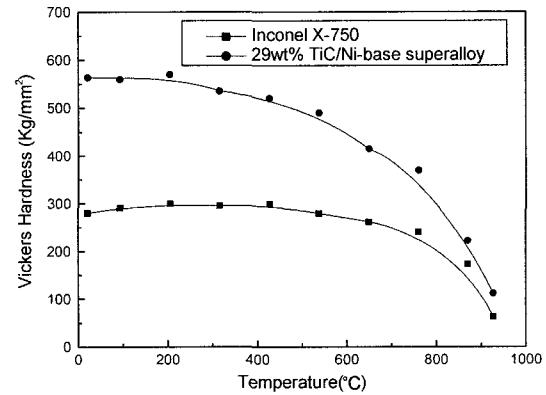


Fig. 5. High-temperature hardness of 29% TiC/Ni-base alloy and conventional Inconel X-750.

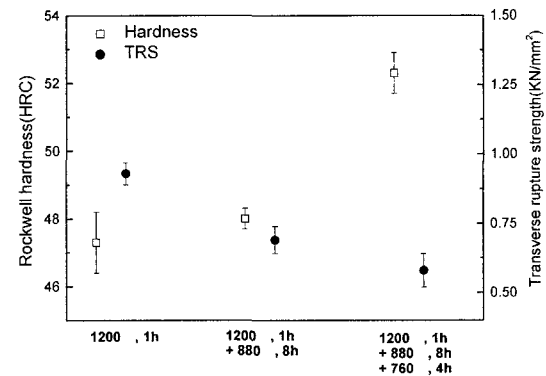


Fig. 6. Variations in hardness and transverse rupture strength of 29% TiC/Ni-base alloy with heat treatment condition.

의 경도 및 굽힘강도를 제시하였다. 1200°C에서 용체화 처리하여 60분 유지한 후 공냉한 경우, 이어서 880°C에서 8시간 동안 1차 시효 열처리한 경우, 760°C에서 4시간동안 2차 시효 열처리를 한 경우에 굽힘강도는 각각 0.93, 0.69, 0.81(kN/mm<sup>2</sup>)으로 나타났다. 1차 시효 열처리에 의하여 미세한 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 석출물의 양이 증가하여 1차 시효된 시편의 경도는 용체화 처리된 시편보다 증가하나 굽힘강도는 다소 저하되었다. 2차 시효 열처리에 의하여 아주 미세한 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 석출물의 양이 증가하면 1차 시효된 시편에 비하여 경도와 굽힘강도가 동시에 증가하였다. 2차 시효에 의하여 매우 미세한 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 석출물이 형성되므로 니켈 기지상을 강화시키므로 경도와 굽힘강도가 동시에 증가하는 것으로 사료된다.

그림 7(a), (b) 및 (c)은 각각 1200°C에서 용체화 처리된 시편, 880°C에서 1차 시효까지 한 시편과 760°C에서 2차 시효까지 한 시편을 굽힘시험한 후 파단면을 주사전자현미경으로 관찰한 사진(×1000)이다. 각각 열처리 온도에 따른 파단면에서 뚜렷한 차이는 발생하지 않았으며 이는 경질재료의 경우에 파

면상 뚜렷한 파괴기구의 차이를 나타낼 정도로 굽힘강도의 차이가 아주 크지 않음을 의미한다. 그림 7(d)는 760°C에서 2차 시효 열처리한 시편의 파단면을 2000배로 관찰한 사진이다. 그림 8은 그림 7(d)의 여러 위치에서 EDX분석 결과를 제시한 결과이다. T1, T2 위치에서는 주로 Ti가 검출되므로 TiC 입자의 내부임을 알 수 있고 TiC 입자의 내부를 따라 균열이 전파된 것이다. T3위치에서는 Ti 뿐만 아니라 Ni도 상당량 검출되므로 T3 위치는 TiC 입자와 Ni 합금의 기지상과의 계면을 따라 파괴가 일어나 TiC 입자가 노출된 곳임을 보여준다. m1위치는 Ni이 주로 검출되었고 전형적인 dimple형 연성 파괴 양상을 보여주며 균열이 기지상을 따라 연성파괴 모드로 전파되었음을 시사한다. m2 위치에서도 Ni이 주로 관찰되나 m1과는 다른 기지의 전단변형모드로 파괴된 것으로 보인다. 따라서, Ni계 합금에 TiC가 분산된 합금의 굽힘 시험시 파괴의 양상은 TiC 입내 파괴, TiC와 기지상과의 분리, 기지의 dimple형 연성 파괴 및 기지의 전단변형에 의한 파괴 등 다양하게 나타났다. 이것을 도식적으로 나타내면 그림 9와 같

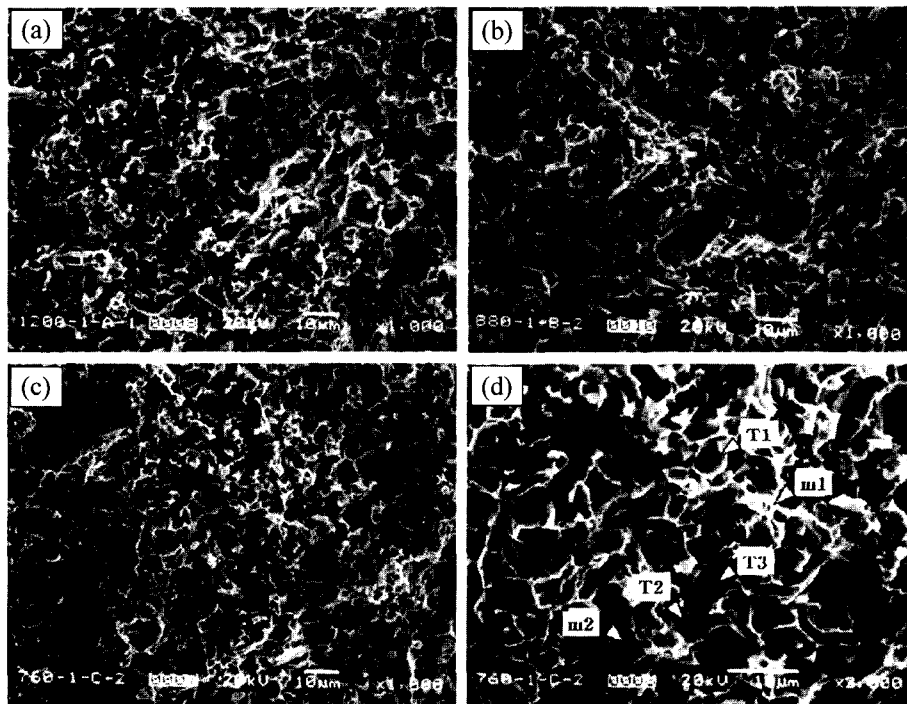


Fig. 7. Fracture surfaces of heat-treated 29% TiC/Ni-base alloy: (a) solution-treated at 1200°C for 1 h (b) solution-treated at 1200°C for 1 h, aged at 880°C for 8 h (c, d) solution-treated at 1200°C for 1 h, aged at 880°C for 8 h, and aged at 760°C for 4 h.

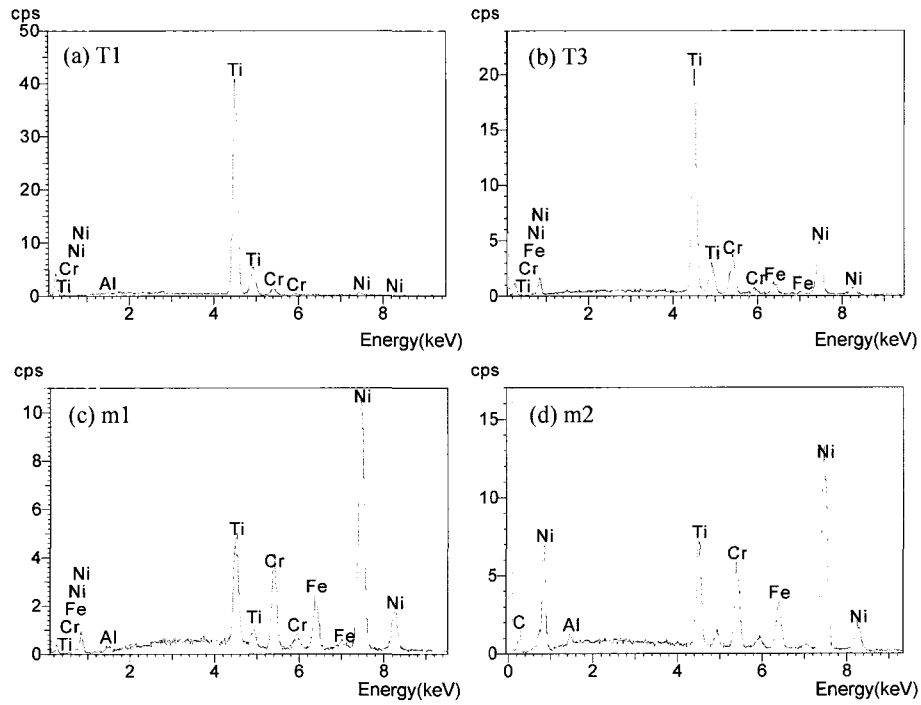


Fig. 8. Energy dispersive x-ray spectrums of various sites on fracture surfaces of 29% TiC/Ni-base alloy: (a) T1 (b) T3 (c) m1 (d) m3.

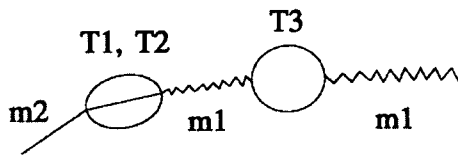


Fig. 9. Fracture paths in TiC/Ni-base alloy.

으며 전형적인 2상 액상 소결체인 W-Ni-Fe나 WC-Co계에서 나타나는 파괴 경로와 유사하다<sup>13)</sup>.

3) 열처리에 따른 Abrasive 마모 저항성

그림 10에 각 단계별로 열처리된 시편의 마모량 변화 및 기존의 니켈기 초내열합금인 Inconel X-750 과의 마모량을 제시하였다. 내마모성이 우수한 순서는 2차 시효 시편, 1차 시효 시편, 1200°C에서 용체화 처리한 시편임을 알 수 있다. 1200°C에서 60분 유지한 후 공냉한 시편은 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 석출물이 니켈계 기지상내에 고용되어 기지의 석출물에 의한 강화 효과가 감소하였기 때문에 마모가 심하며, 880°C에서 8시간 동안 1차 시효열처리 후의 시편은 용체화

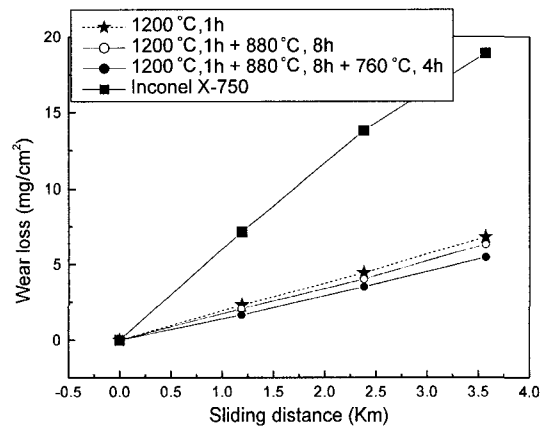


Fig. 10. Variations of wear loss of TiC/Ni-base alloy with heat-treatment condition.

처리한 시편보다 마모량이 다소 감소하였다. 이는 미세한  $\gamma$  석출물이 기지를 일부 석출하여 기지를 강화시켰기 때문이다. 760°C에서 4시간 동안 2차 시효 열처리를 한 시편의 마모량은 제일 적게 나타났으며 2차 시효 열처리에 의하여 미세한 Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 석출물

이 활발히 발생하여 니켈계 기지의 석출 강화시켜 마모 저항성을 증가시켰기 때문인 것으로 판단된다.

한편, TiC가 없는 기존의 Inconel-X750 합금과 비교할 때 TiC의 첨가에 의하여 내마모성은 현저히 증가하였다. 이것은 니켈계 합금내에 TiC의 분산강화 효과가 크다는 것을 보여 준다. 니켈계 초내열 합금인 Inconel X-750에 비하여 본 연구에서 사용된 TiC 분산 강화된 시편은 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물에 의한 기지 강화와 TiC 분산에 의한 강화에 의하여 우수한 내마모성을 나타내었다고 할 수 있다.

#### 4. 결 론

니켈계 합금의 내마모성을 향상시키기 위하여 분말야금법으로 TiC를 분산 강화시킨 복합재료의 열처리 조건에 따른 미세조직 및 특성을 연구함으로써 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 니켈계 합금 기지에 TiC를 분산시킨 복합재료를 880°C에서 8시간 동안 1차 시효 열처리한 시편에서 미세한 구형의  $\gamma' Ni_3(Al,Ti)$  석출물들이 관찰되었고, 760°C에서 4시간 열처리한 시편에서는 매우 미세한 구형의  $\gamma' Ni_3(Al,Ti)$  석출물들이 관찰되었다. 즉, 이러한  $\gamma'$  석출물이 시효처리시 니켈계 합금 기지상에 석출하여 기지의 경도를 증가시키고 내마모성을 증가시킨 것을 확인하였다.

2. 고온경도는 TiC 분산의 영향으로 니켈계 합금 Inconel X-750의 경도치보다 높은 값을 나타냈다. 1200°C에서 1시간 용체화 처리한 시편, 880°C에서 8시간 1차 시효 열처리한 시편, 760°C에서 4시간 2차 시효 열처리한 시편순으로 열처리후 경도가 증가했다. 2차 시효 열처리를 한 시편의 높은 경도(52.1 HRC)는 매우 미세한  $\gamma' Ni_3(Al,Ti)$  석출물이 활발히 발생하여 니켈계 기지에 석출 강화를 야기하였기 때문인 것으로 판단된다.

3. 1200°C에서 1시간 용체화 처리한 시편, 880°C에서 8시간 1차 시효 열처리한 시편, 760°C에서 4시간 2차 시효 열처리한 시편의 굽힘강도는 각각

0.93, 0.69, 0.81(kN/mm<sup>2</sup>)으로 나타났다. 1차 시효열처리한 시편의 굽힘강도는 용체화 처리한 시편보다 감소하였고 2차 시효 열처리에 의하여 매우 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물을 형성시키면 굽힘강도가 증가하였다. 2차 시효 처리된 TiC가 분산된 합금의 파괴 양상은 TiC 입내 파괴, TiC와 기지상과의 분리, 기지의 dimple형 연성파괴, 기지의 전단변형에 의한 파괴 등 다양하게 나타났다.

4. TiC가 분산된 니켈계 합금의 내마모성은 기존의 Inconel X-750 합금보다 TiC의 분산 강화 효과로 증가하였고, 1200°C에서 1시간 용체화 처리한 시편, 880°C에서 8시간 1차 시효 열처리한 시편, 760°C에서 4시간 동안 2차 시효 열처리를 한 시편 순서로 증가하였다. 이는 시효 열처리에 의하여 기지상에 미세한  $Ni_3(Al,Ti)$  석출물이 발생하여 니켈계 기지의 석출강화를 야기하였기 때문인 것으로 판단된다.

#### 참고문헌

1. M. Epner, E. Gregory: Trans. of the Metall. Soc. of AIME, **218** (1960) 117.
2. M. K. MAI and S.T. Tarkan: Manuf. Eng. and Management, **11** (1972) 26.
3. K.J. Brookes: World Dir. and Handbook of Hardmetals and Hard Mater., Inter. Carbide Data, United Kingdom (1996) 6.
4. C. G. Goetzal, Metal Handbook, Erhard Klar (Ed.), ASM, Metals Park, 9th ed., **7** (1984) 798.
5. C. T. Sims, N. S. Stolff and W. C. Hagel: Superalloys II, John Wiley & Sons, New York (1972).
6. 백영준, 은광용: 대한금속학회지, **27** (1989) 823.
7. 백영준: 제1회 분말야금 심포지엄, 대한금속학회 분말야금분과위원회(1987) 61.
8. K.W. Chae, D.I. Chun, D.Y. Kim, Y.J. Baik and K.Y. Eun: J. Am. Ceram. Soc., **73** (1990) 1979.
9. 채기웅: 한국요업학회지, **35** (1998) 196.
10. 채기웅: 한국요업학회지, **33** (1996) 223.
11. 채기웅: 한국요업학회지, **36** (1999) 366.
12. J. Gurland: Inter. Materials Reviews, **33** (1988) 151.
13. R. M. German: Liquid Phase Sintering, Plenum Press, New York (1985) 209.