

SHS 공정에 의한 TiC-Ni-Mo 분말 합성 및 소결체 제조

송인혁 · 전재호 · 한유동
한국기계연구원 재료공정연구부
(1998년 4월 10일 접수)

A Study on Self-Propagating High-Temperature Synthesis of TiC-Ni-Mo Based Cermet

In-Hyuck Song, Jae-Ho Jeon and Yoo-Dong Hahn

Dept. of Mater. Processing, Korea Institute of Machinery & Materials

(Received April 10, 1998)

요 약

SHS 공정에 의한 TiC-Ni 및 TiC-Ni-Mo 조성의 세라믹 분말 합성에 대해 연구하였다. SHS 공정으로 합성된 TiC-Ni 및 TiC-Ni-Mo 분말에서 구형의 탄화물이 생성되었으며 탄화물의 크기는 SHS 공정 후 냉각 속도가 증가함에 따라 감소하였다. SHS 공정으로 합성된 TiC-Ni-Mo 조성의 분말에서는 Mo이 편석되어 있는 부분이 관찰되었으며, 이러한 분말은 소결 과정에서 상용 TiC 분말을 사용한 경우에 비해 탄화물의 입자 성장 속도가 빠르게 나타났다. 상용 Mo 분말과 SHS 공정으로 합성된 TiC-Ni 분말을 섞어서 소결한 경우에는 Mo의 편석이 없는 균일한 미세 구조를 갖는 세라믹을 제조할 수 있었다.

ABSTRACT

TiC-Ni and TiC-Ni-Mo cermet powders were produced by Self-propagating High temperature Synthesis (SHS) process. The cooling rate of synthesized powders were controlled by using the V-shaped copper jig, and the carbide size decreased with increasing the cooling rate, i.e. decreasing the width of copper jig. Round shape carbide particles were produced after SHS reaction in TiC-Ni as well as TiC-Ni-Mo powders. Local segregation of Mo rich phases was observed in SHS powder of TiC-Ni-Mo, and the uneven distribution of Mo promoted the faster growth rate of carbide particles during sintering compared to the same composition specimen with commercial TiC powder. Homogeneous microstructure of TiC-Ni-Mo cermet was obtained when the elemental Mo powder was mixed with the SHS powder of TiC-Ni.

Key words : Self-propagating high temperature synthesis, Cermet, TiC-Ni, TiC-Ni-Mo

1. 서 론

TiC계 cermet은 절삭 공구 재료로 사용되고 있을 뿐 아니라 내마모 die 등의 재료로 응용이 기대되는 소재이다. 강화재로 사용되는 TiC는 WC에 비하여 경도가 높고 열적으로 안정하지만 cermet 소결체는 강도와 내열 충격성이 낮은 단점을 가지고 있다.¹⁻⁴ TiC계 cermet 재료는 1956년 미국 Ford 자동차 연구소에서 TiC-Ni-Mo 조성의 cermet을 개발하여 강의 마무리 연삭에 사용하는데 성공한 이후 지속적으로 연구되어 왔는데 연구의 주요 내용은 질화물(TiN)이나 탄화물(TaC, VC, NbC, ZrC)의 첨가에 의한 탄화물의 안정성 향상이나

Al 첨가에 의한 금속간 화합물의 생성을 통해 특성을 향상시키는 것이다. 주조 기술의 발달로 각종 제조업에 쓰이는 기계류나 자동차 부품이 완전 제품에 가까운 형상을 갖도록 주조가 가능해짐에 따라 마무리 연삭의 중요성이 강조되고 있다. 따라서 마무리 연삭 단계에서 우수한 절삭 특성을 가지는 TiC계 cermet의 수요는 점차 증가할 전망이다.

TiC계 cermet은 기존의 액상 소결법 및 infiltration 방법 외에 SHS 공정^{5,6)}으로도 합성이 가능하다. SHS 공정은 화합물의 합성시 발생하는 고온의 반응열을 이용하여 원료 상태에서부터 최종 화합물을 합성하는 방법으로서, 외부로부터 에너지 공급없이 합성이 진행되므로

에너지를 절약할 수 있고 반응 속도가 빨라서 생산성이 높은 장점이 있다. 합성 분말은 cermet 소결 원재료 외에 thermal spray 등의 원재료로서 상품 가치가 높다.

본 연구에서는 SHS 공정을 이용한 TiC-Ni(-Mo)계 분말의 합성과 소결 공정을 통한 치밀화에 대해 조사하였다. 특히 Mo 첨가에 의한 (Ti·Mo)C 복합화물의 형성과 입자 성장 거동에 연구의 초점을 맞추었다. SHS 합성 분말은 분쇄한 후 소결하였으며 동일한 조성의 상용 TiC 분말을 소결하여 비교하였다.

2. 실험방법

2.1. 원료 분말

분말 합성을 위하여 본 실험에 사용된 원료 분말의 특성은 Table 1과 같으며 SEM으로 관찰된 분말의 형상은 Fig. 1에 나타내었다. 상용 TiC 분말(total carbon: 19.46%, free carbon: 0.08%)은 H. C. Starck 사의 제품으로 평균 입자 크기는 1.4 μm 이다.

2.2. 혼합 및 합성

본 연구에서는 TiC-25wt%Ni-5wt%Mo 조성과 TiC-30wt%Ni 조성의 cermet을 합성, 소결하여 비교하였다. 원료 분말을 혼합하기 위해 내경 50 mm, 높이 70 mm 크기의 원통형 stainless steel 용기에 직경 1/5 inch의 stainless steel 볼을 채우고 각 조성에 해당하는 Ti과

Table 1. Characteristics of Raw Materials

Materials	Purity (%)	Ave. particle size (μm)	Specific surface area (m^2/g)
Ti	99	39.63	0.12
C	99	0.7	7~12
Ni	99.5	2.50	0.68
Mo	99.5	2.86	0.92

C 및 Ni(또는 Ni과 Mo) 분말을 첨가한 뒤 Spex Mill (Sytech Corporation, USA)을 사용하여 혼합하였다. 혼합이 끝난 분말은 일반적으로 Ar 분위기에서 텅스텐 필라멘트로 점화하여 SHS 합성시키는데 본 연구에서는 합성 반응 후의 냉각 속도 영향을 조사하기 위해 Fig. 2와 같이 만든 Cu jig의 원추형 홈에 혼합 분말을 장입한 뒤 합성시켰다. 소결 시편을 제조하기 위해서 혼합 분말을 두께 30 mm의 Cu 판위에 1~3 mm 두께로 가압하지 않은 상태로 올려 놓고 합성하였다. 합성된 분말은 혼합 시와 동일한 크기의 WC 용기와 WC ball을 사용하여 30분 동안 분쇄하였다.

2.3. 소결

합성 후 분쇄된 분말을 직경 15 mm의 원통형 금형에 넣고 30 MPa의 하중으로 성형하였는데 이때 성형체의 밀도는 약 55%였다. 성형체는 진공(10^{-3} torr) 소결로를 사용하여 1400°C에서 소결하였으며, 승온 속도는 상

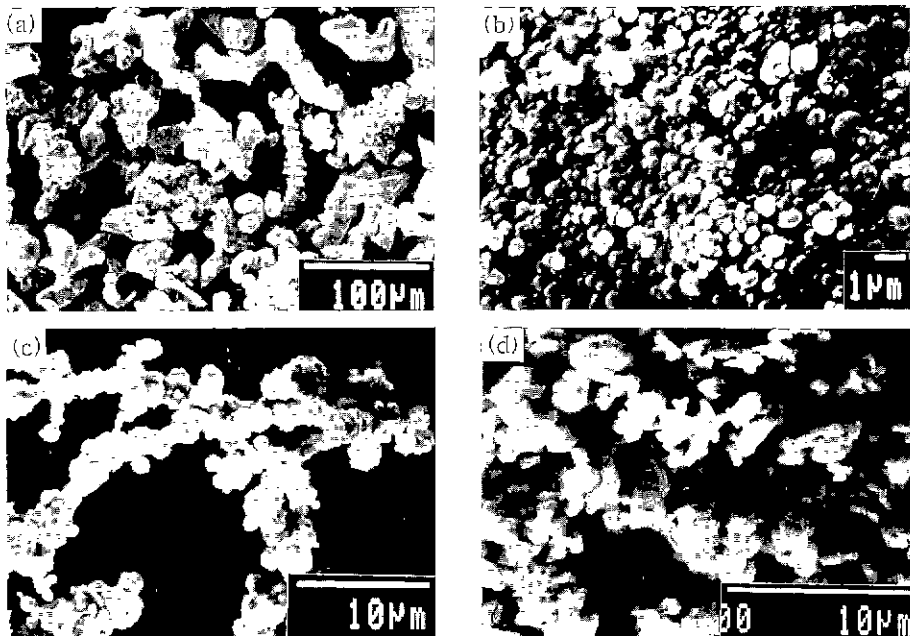


Fig. 1. Morphology of raw materials. (a) Ti powder, (b) C powder, (c) Ni powder and (d) Mo powder.

Table 2. Classification and Composition of Powders

Classification	Composition (wt%)
Comercial TiC powder, Ni powder, Mo powder	TiC-30%Ni
	TiC-25%Ni-5%Mo
SHS powder	TiC-30%Ni
	TiC-25%Ni-5%Mo
SHS powder(TiC-Ni), Mo powder	TiC-25%Ni-5%Mo

온에서 1000°C까지는 10°C/min, 1000°C에서 1400°C까지는 5°C/min였다. 소결에 사용한 분말은 상용 TiC 분말, SHS 합성 분말, SHS 합성 분말에 상용 Mo 분말을 혼합한 분말의 3종류인데 이를 Table 2에 분류하여 나타내었다.

2.4. 미세 조직 관찰 및 화학 조성 분석

합성 분말 및 소결체의 미세 조직은 주사 전자 현미경(SEM)으로 관찰하였으며 에너지 분산 X선 분광기(EDS)를 사용하여 화학 조성을 분석하였다. 또한 탄화물의 크기와 roundness는 Image Analyzer(LECO 2001)를 이용하여 측정하였다. 측정된 탄화물의 roundness는 아래의 식⁷⁾ (1)으로 계산하였다.

$$R=4\pi A/P^2 \quad (1)$$

식 (1)에서 A는 단면적이며, P는 둘레의 길이를 나타낸다. R값은 입자의 둥근 정도를 나타내는 지표로서 1이면 원형이다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 분말 합성

Fig. 2에 나타난 Cu jig의 원추형 홈에 TiC-30wt%Ni 및 TiC-25wt%Ni-5wt% Mo 조성의 혼합 분말을 장입한 뒤 텅스텐 발열체로 점화시키면 합성 반응은 상부에서 시작하여 하부로 전파된다. 하부로 갈수록 Cu jig의 폭이 좁아지므로 냉각 속도는 빨라지는데 합성에 의한 화학열과 Cu jig에 의한 방출열이 균형을 이루는 지점에서 반응이 정지하게 된다.

Fig. 3은 Cu jig의 각 부위에서 합성된 생성물의 미세 조직 사진이다. Fig. 3(a)는 Cu jig의 폭이 1 mm인 지점에서 관찰된 생성물의 미세 조직 사진으로서 EPMA 분석 결과 기지는 Ti-Ni로 이루어져 있는 것을 확인하였다. Dunmead *et al.*⁸⁾은 TiC-25wt%Ni 조성에서는 용융 Ti-Ni 화합물에 C가 용해된다고 보고하였다. 또한 Ti-Ni 이원계 상해도⁹⁾를 보면 30 wt% Ni 조성에서 942°C

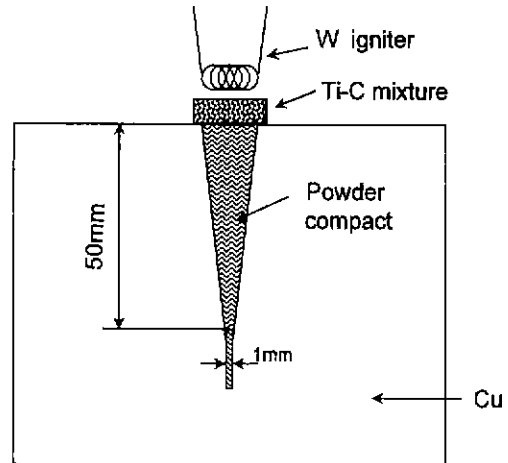


Fig. 2. Schematic illustration of experimental setup for controlling cooling rate.

에서 공정 반응을 보이는데, 이는 942°C의 낮은 온도에서도 C가 Ti-Ni 용융액 안에 용해될 수 있다는 것이다. 이러한 결과는 본 연구에서도 확인되었다. 즉, Fig. 3(b)는 Fig. 3(a)의 A 부위의 고배율 사진으로서 조성 분석 결과 검은 색의 상은 탄소이며 탄소 주위에 존재하는 회색의 상은 TiC임을 확인하였다. 따라서 Cu jig의 폭이 1 mm인 지점에서는 반응이 아직 완료되지 않은 것을 알 수 있다. Fig. 3(c)와 (d)는 반응이 완료된 부분인 Cu jig의 폭이 1 mm 직상과 5 mm인 지점에서 관찰된 생성물의 미세 조직 사진으로서 구형의 TiC 입자가 형성된 것을 알 수 있다.

SHS 공정에 의해 합성된 탄화물이 구형을 나타내는 이유는 다음과 같이 설명될 수 있다. 결정체의 평형 모양은 표면 자유 에너지 이방성에 의해 정해진다. 표면 자유 에너지는 다시 표면 에너지와 엔트로피 항으로 나누어진다. 저온에서는 표면 자유 에너지에 대한 엔트로피의 기여도가 작기 때문에 표면 에너지 이방성이 크면 결정체는 각진 모양을 나타내며 표면 에너지 이방성이 작으면 둥근 모양을 나타낸다. 온도가 높아짐에 따라 표면 자유 에너지에 대한 엔트로피의 기여도가 커지며 온도가 아주 높으면 표면 에너지보다 엔트로피가 결정체의 평형 모양을 결정하게 된다. 따라서 표면 에너지 이방성이 큰 결정체인 경우에도 고온에서는 일반적으로 둥근 모양을 가지게 된다.^{10,11)} SHS 합성은 고온 발열 반응(2000 K 이상)에 의해 순간적으로 이루어지고 빠른 속도로 냉각된다. 따라서 합성된 탄화물은 상온의 평형 모양으로 변하는데 필요한 충분한 시간을 갖지 못하고 구형의 고온 평형 모양이 그대로 상온까지 냉각된 것으로 판단된다.

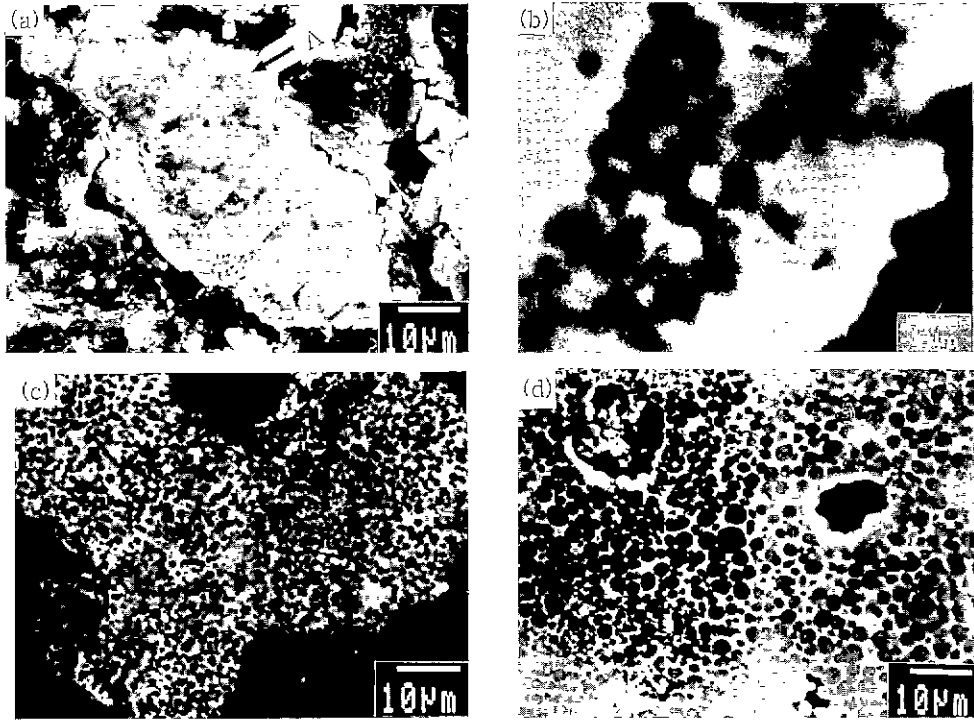


Fig. 3. Microstructure variations of TiC-25Ni-5Mo (wt%) powder depending on the specimen width of V shaped Cu jig. (a) specimen width: 1 mm, (b) detailed microstructure of A part in Fig. 3(a), (c) specimen width: above 1 mm and (d) specimen width: 5 mm.

J. C. Lasalvia *et al.*¹⁹⁾ 등은 SHS 합성 반응 후 냉각 속도의 영향을 조사하기 위하여 Cu jig를 사용하여 합성 반응시 부위별 냉각 곡선을 전산모사(simulation)를 통해 계산하였다. 본 연구에서는 전산모사한 냉각 곡선을 미분함으로써 부위별 최대 냉각 속도를 계산한 결과와 함께 jig의 폭에 따른 생성 탄화물 평균 크기를 Fig. 4에 나타내었다. Jig의 폭이 증가함에 따라 최대 냉각 속도는 감소하며 생성 탄화물의 크기는 증가하는 것을 알 수 있다. Jig 폭이 9 mm 지점인 상단 부위에서는 점화용 분말로 사용된 TiC 분말과 W 발열체의 발열량에 의해 탄화물의 크기가 증가하였으며 Cu jig에 의한 냉각 효과는 작았던 것으로 판단된다.

Fig. 5는 Cu 판위에 3 mm 두께로 적층 후 SHS 공정으로 합성된 TiC-25wt%Ni-5wt%Mo와 TiC-30wt%Ni 생성물의 미세 조직 사진이다. Fig. 5(a)의 A부위와 B부위를 비교해 보면 B 부위에서는 구형의 탄화물이 형성되어 있으나 A 부위에서는 구형의 탄화물을 관찰할 수 없다. 이들 부위의 화학 조성을 EDS로 분석한 결과 Ti: Ni: Mo의 비율(wt%)이 A의 경우 47:33:20이며, B의 경우 71:27:2였다. 구형의 탄화물이 생성되지 않은 A 부위의 Mo 함량이 높은 것은 미반응 Mo이 편석되

어 있거나 혹은 Mo 화합물이 생성되기 때문인 것으로 판단된다. SHS 공정에 의한 TiC-Ni-Mo 합성의 경우 최고 반응 온도가 2500°C 정도이며 순간적으로 (2~3초 이내) 반응이 완료되므로 용융 온도가 2610°C인 Mo는 미반응 상태로 존재할 가능성도 있다. 이에 대해서는 TEM 분석에 의한 정확한 상분석이 필요하리라 생각된

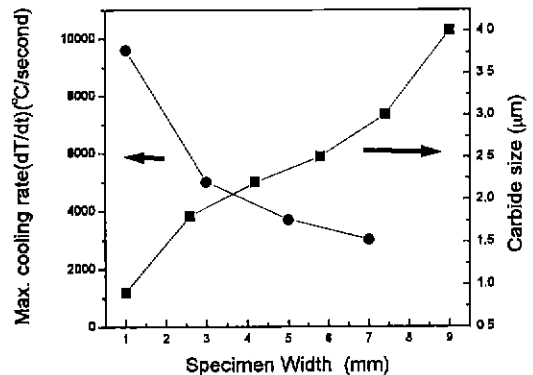


Fig. 4. Variation of maximum cooling rate and average carbide size in TiC-25Ni-5Mo (wt%) powder as a function of specimen width.

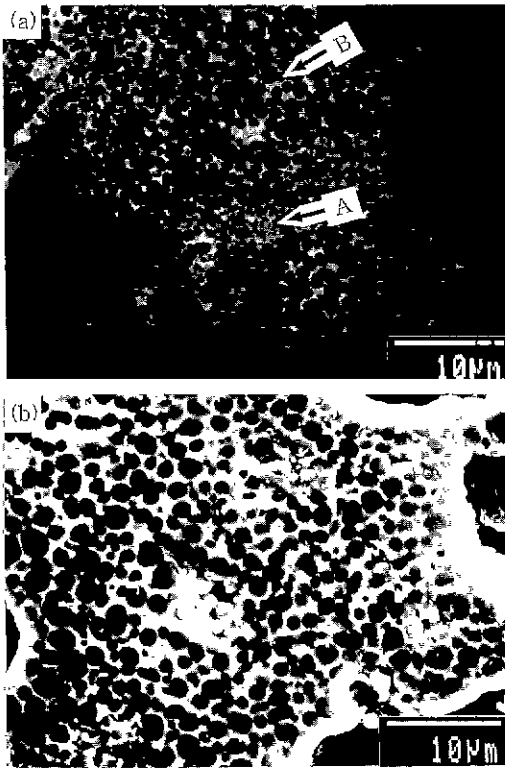


Fig. 5. Microstructure of SHS powder in the composition of (a) TiC-25wt%Ni-5wt%Mo and (b) TiC-30wt%Ni.

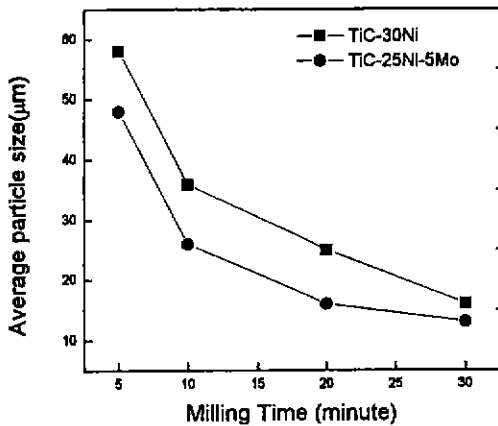


Fig. 6. Variation of average powder size as a function of milling time.

다. Fig. 5(b)는 SHS 공정으로 합성한 TiC-Ni 생성물의 미세 조직 사진으로서 TiC-Ni-Mo와 유사한 구형의 탄화물이 형성되었으며 탄화물 입자의 평균 크기는 TiC-Ni-Mo에 비해 크게 나타났다.

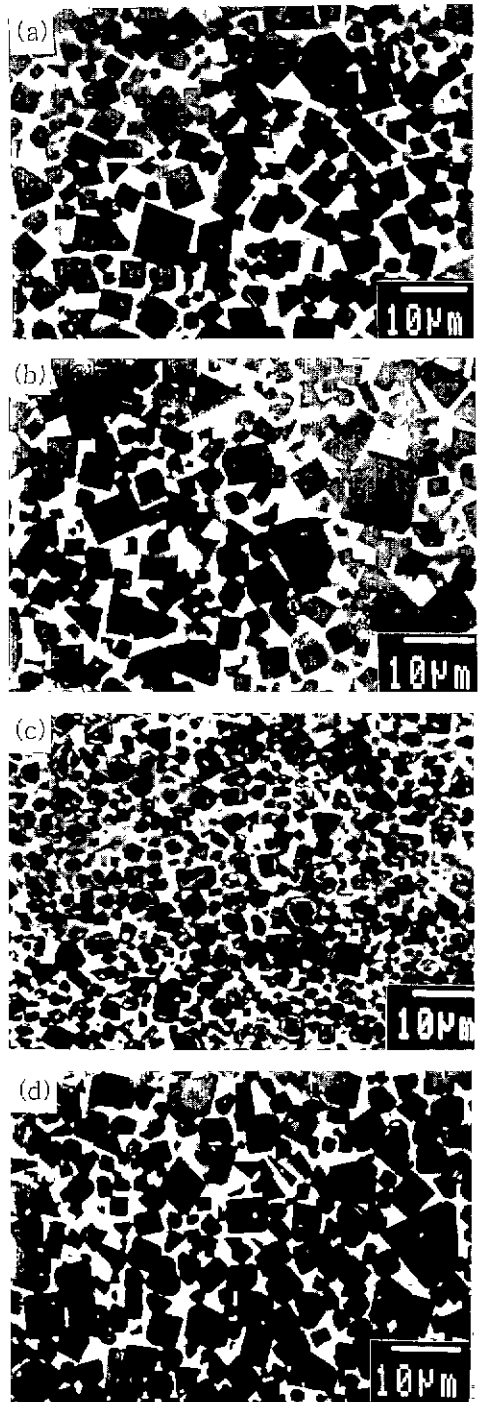


Fig. 7. Microstructure of TiC cermets depending on the difference of raw materials (sintering condition: 1400°C, 10 hrs). (a) TiC-30Ni (commercial powder), (b) TiC-30Ni (SHS powder), (c) TiC-25Ni-5Mo (commercial powder) and (d) TiC-25Ni-5Mo (SHS powder).

Cermet 재료에서는 탄화물 입자의 크기가 작을수록 cermet의 기계적 특성이 우수하므로 입자 크기가 작은 탄화물을 제조하기 위해 혼합 분말을 두께 30 mm의 Cu 판 위에 1~3 mm 두께로 적층하여 합성시켰다. 합성된 생성물에 존재하는 탄화물의 평균 크기는 두께 1 mm로 적층한 경우 약 0.7 μm 였으며 두께 3 mm로 적층한 경우 약 1.8 μm 였다. Fig. 6은 합성물의 분쇄 거동을 나타낸 것이다. 합성물은 Ti와 Ni 분말이 용융되면서 내부에 폐기공이 형성되므로 쉽게 분쇄되는 것으로 생각된다. TiC-Ni-Mo 조성의 생성물이 TiC-Ni 조성의 생성물에 비해 분쇄 효과가 더 큰 것을 알 수 있는데 이는 SHS 합성시 액상을 형성함으로써 생성물을 치밀화시키는 Ni의 양이 TiC-25wt%Ni-5wt%Mo 조성에 비해 TiC-30wt%Ni 조성에 더 많기 때문이다. 분쇄시간 30분 경과 후 Ni 기지 조직 내부에 탄화물이 분포하는 약 12 μm 의 TiC-Ni-Mo cermet 분말을 얻을 수 있었다. SHS 공정으로 합성한 cermet 분말은 소결 공정뿐 아니라 thermal spray 등의 원재료로도 상품 가치가 높을 것으로 판단된다.

3.2. 소결 시편의 미세 조직

Fig. 7은 상용 TiC 혼합 분말 및 SHS 공정으로 합성한 TiC-30 wt%Ni과 TiC-25 wt%Ni-5 wt%Mo 분말을 1400°C에서 10시간 소결한 시편의 미세 조직 사진이다. TiC-30 wt%Ni 조성의 경우 상용 TiC 혼합 분말을 소결한 시편에서 탄화물은 각진 모양을 하고 있으며 SHS 합성 분말을 소결한 시편에서도 마찬가지로 탄화물은 각진 형태를 나타내었다. TiC-25 wt%Ni-5 wt%Mo 조성의 경우 상용 TiC 혼합 분말을 소결한 시편에서 탄화물은 대부분 부정형의 전형적인 유심 구조를 나타내는 반면 SHS 합성 분말을 소결한 시편에서 생성된 탄화물은 좀더 각진 모양을 하고 있으며 유심 구조를 갖는 탄화물의 수는 적었다. 여기서 유심 구조(cored structure)란 중앙의 심부는 TiC로, 주변부는 (Ti·Mo)C 고용체 복탄화물로 이루어진 조직을 말한다. (Ti·Mo)C 복탄화물은 TiC 입자가 Ni-Mo 용융액에 용해·재석출되는 과정을 거쳐 형성된다. Fig. 8은 10시간 소결하였을 때 형성된 탄화물의 roundness를 Image analyzer를 사용하여 측정된 결과이다. SHS 합성 분말에 존재하는 탄화물은 구형에 가까운 형상을 하고 있었으나 소결 후에 상당히 각진 모양으로 바뀐 것을 알 수 있다. 이것은 소결 온도가 SHS 합성 온도에 비해 낮기 때문에 SHS 합성 시 형성된 고온 평형 모양의 구형 탄화물 입자가 소결 중에 저온 평형 모양인 각진 탄화물 입자로 성장한 것으로 판단된다.

Fig. 9는 소결 시간에 따른 탄화물 입자의 크기를 측정된 결과로서 소결 시간이 증가할수록 탄화물 입자의

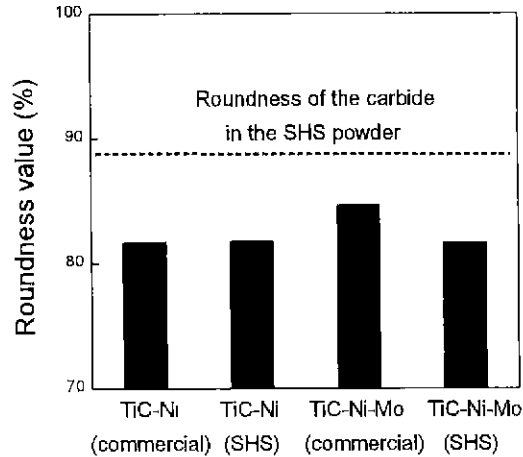


Fig. 8. Roundness of carbide particles in various cermet.

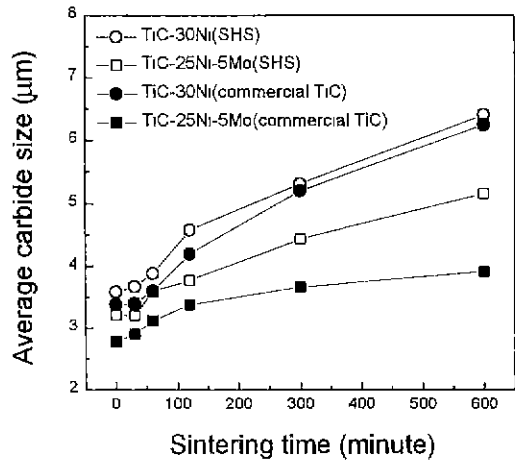


Fig. 9. Variation of average carbide size as a function of sintering time.

크기는 증가하는 것을 알 수 있다. 탄화물 입자 크기의 증가 속도는 TiC-30 wt%Ni 조성의 시편이 TiC-25 wt%Ni-5 wt%Mo 조성에 비하여 빠르는데 이것은 Mo가 젖음각을 0도가 되게 함과 동시에 TiC 탄화물 주위에 (Ti·Mo)C의 복탄화물을 형성시킴으로써 탄화물의 성장을 억제시키기 때문이다.¹¹⁾ TiC-30 wt%Ni 조성의 시편에서는 SHS 합성 분말을 소결한 경우와 상용 TiC 혼합분말을 소결한 경우 입자 성장 속도가 거의 비슷하였다. 반면 TiC-25 wt%Ni-5 wt%Mo 조성의 경우에는 SHS 공정으로 합성된 분말을 소결한 경우가 상용 TiC 혼합 분말을 소결한 경우에 비해 탄화물 입자의 성장 속도가 빨랐다.

SHS 공정에 의해 합성된 TiC-25 wt%Ni-5 wt%Mo

분말을 소결한 시편이 동일한 조성의 상용 혼합 분말을 소결한 시편에 비해 탄화물 입자의 성장 속도가 빠르게 나타나는 것은 두 시편에서 Mo의 분포가 다르기 때문인 것으로 생각된다. SHS 합성 분말을 소결한 시편과 상용 TiC 혼합 분말을 소결한 시편 모두 EPMA 분석 결과 10시간 소결 후 전체 Mo의 조성은 각각 5.09 wt%와 5.06 wt%로 큰 차이가 없었다. 그러나 SHS 합성 분말을 소결한 시편에서는 Mo가 불균일하게 분포되어 있는 것이 관찰되었다. Fig. 10은 SHS 합성 분말을 1400°C에서 10시간 소결한 시편에서 관찰된 미세 조직 사진이다. A 부위에서 관찰되는 탄화물은 심부는 흰색, 가장자리는 회색을 띠고 있는 반면 주변에서 관찰되는 탄화물의 심부는 검은 색, 가장자리는 회색을 띠고 있다. A 부위의 화학 조성을 EDS로 분석한 결과 Ti:Ni:Mo의 비율 (wt%)이 66:18:16였다. 이와 같은 미세 조직 관찰과

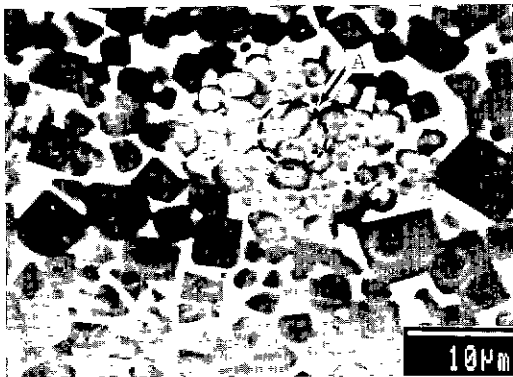


Fig. 10. Mo rich phases in the SHS powder of TiC-25Ni-5Mo (wt%) cermet sintered at 1400°C for 10 hours.

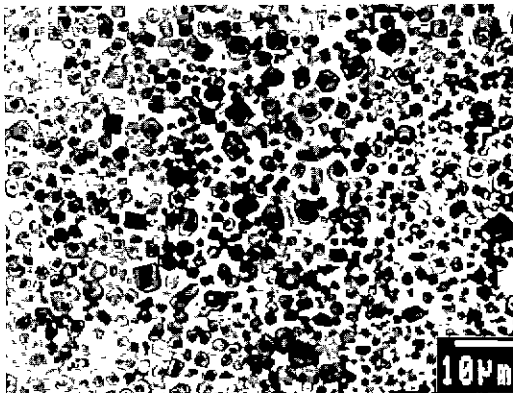


Fig. 11. Microstructure of TiC-25Ni-5Mo (wt%) cermet produced by using elemental Mo and SHS TiC-Ni powders (sintering condition: 1400°C, 10 hours).

조성 분석 결과는 A 부위에 Mo이 편석되어 있음을 의미한다. A 부위에 존재하는 탄화물의 심부는 SHS 합성 반응에 참여하지 못한 미반응 Mo 또는 Mo 함량이 높은 화합물이고 가장자리는 (Ti·Mo)C상의 역복탄화물인 것으로 생각되며 이는 Fig. 5(a)에 나타낸 SHS 합성 분말의 A 부위의 입자가 소결 중에 성장한 것으로 판단된다. 결국 Fig. 10의 A 부위의 탄화물 심부에는 미반응 Mo 또는 Mo 화합물이 존재하므로 다른 부위의 TiC 입자의 성장을 억제하는 (Ti·Mo)C 복탄화물을 형성시키는데 필요한 Mo 양이 부족하게 된다. 따라서 소결 과정에서 SHS 공정으로 합성한 분말은 상용 TiC 혼합 분말에 비해 입자 성장 속도가 빠르게 나타난 것으로 추정된다.

이와 같은 Mo의 불균일한 분포는 SHS 공정에 의해 합성된 TiC-Ni-Mo cermet에서만 관찰되었고, Mo 분말이 SHS 반응에 참여하지 않은 경우 Mo은 소결 시편에 균일하게 분포하였다. Fig. 11은 Ti, C, Ni 혼합 분말을 Cu 판 위에 1 mm 두께로 적층하여 합성시킨 TiC-Ni 분말과 Mo 분말을 혼합하여 1400°C에서 10시간 소결한 시편에서 관찰된 미세 조직 사진이다. Fig. 7의 (c)에 나타난 상용 TiC 분말을 혼합하여 소결한 시편과 동일한 미세 구조를 나타내고 있으며 탄화물의 입자 성장도 비슷한 속도로 진행된 것으로 판단된다.

4. 결 론

1. Cu jig를 이용하여 SHS 합성시 냉각 속도의 변화에 따른 TiNi 용융액 내부에서 생성되는 탄화물의 형성 및 성장 과정을 관찰하였으며, 합성물의 냉각 속도 변화에 따른 탄화물의 크기에 대한 관계를 정량화하였다.
2. SHS 공정에 의하여 제조된 TiC-25wt%Ni-5wt% Mo 조성의 분말에서 탄화물의 평균 크기는 두께 1 mm로 적층한 경우 약 0.7 μm이며 두께 3 mm로 적층한 경우 약 1.8 μm였다.
3. TiC-30wt%Ni 조성의 시편에서는 SHS 합성 분말을 소결한 경우와 상용 TiC 혼합 분말을 소결하는 경우 서로 유사한 입자 성장 양상을 나타내었다. 그러나 TiC-25wt%Ni-5wt%Mo 조성의 시편에서는 SHS 합성 분말을 소결한 경우가 상용 TiC 혼합 분말을 소결하는 경우에 비하여 탄화물의 성장 속도가 빠르게 관찰되었으며, 탄화물은 각진 형태로 성장하였다.
4. SHS 공정으로 합성한 TiC-Ni-Mo cermet에서는 Mo 편석에 의한 역복탄화물(reverse core carbide)의 형성으로 인하여 입자 성장을 억제시키는 (Ti·Mo)C 복탄화물의 공급원인 Mo 양이 감소되었다.
5. SHS 공정으로 합성한 TiC-Ni 분말에 Mo를 혼합하여 소결한 시편에서는 역복탄화물이 관찰되지 않았으

며, 미세하고 균일한 복탄화물을 갖는 조직을 얻을 수 있었다.

REFERENCES

1. 深津 保, 山家 菱, 粉體および粉末合金, **10**, 167-171 (1963).
2. 鈴木 壽 編著, 초경합금과 소결정질재료, 丸善株式會社. 307-372 (1986).
3. 박동수, 이구현, "Cermet와 Ceramic 공구의 기술 현황 및 전망," *기계와 재료*, **7(3)**, 174-195 (1995).
4. 강신후, "Cermet 기술의 동향," *기계와 재료*, **7(2)**, 6-18 (1995).
5. Z. A. Munir and U. Anselmi-Tamburini, "Self-propagating Exothermic Reaction ; The Synthesis of High-temperature Material by Combustion," *Mater. Sci. Rep.*, **3**, 277-365 (1989).
6. Y. Miyamoto, "New Ceramic Processing Approaches Using Combustion Synthesis under Gas Pressure," *Ceramic Bulletin*, **69**, 686-690 (1990).
7. LECO 2001, Operation Manual, Serial #299, Version. **10**, 7-20.
8. S. D. Dunmcdad, D. W. Readey, C. E. Semler and J. B. Holt, "Kinetics of Combustion Synthesis in the Ti-C and Ti-C-Ni systems," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 2318-2324 (1989).
9. M. Hansen, Constitution of Binary Alloys, McGraw-Hill, New York, 384 (1958).
10. D. P. Woodruff, The Solid-Liquid Interface, Cambridge University Press, London, 6-12 (1973).
11. H. Gleiter and B. Chalmers. High Angle Grain Boundaries, Pergamon Press, Oxford, 32-38 (1972).
12. J. C. LaSalvia, D. K. Kim, R. A. Lipsett and M. A. Meyers, "Combustion Synthesis in the Ti-C-Ni-Mo System," *Met. Trans. A*, **26A**, 3001-3019 (1995).
13. M. Humenik, Jr. and N. M. Parikh, "Cermet I: Fundamental Concepts Related to Microstructure and Physical properties of Cermet Systems," *J. Am Ceram. Soc.*, **39(2)**, 60-64 (1956).