

TiC-Ni₃Al Cermet의 조직과 경도에 미치는 탄소량과 Mo₂C 첨가의 영향

손호민 · 이완재
한양대학교 금속재료공학과

The Effects of Carbon and Mo₂C Content on the Microstructure and Hardness of TiC-Ni₃Al Cermet

Ho-Min Son and Wan-Jae Lee
Dept. of Metallurgy and Materials Engineering,
Hanyang University, Ansan 425-791, Korea
(Received January 9, 1999)

Abstract The effects of the carbon content ranging from 17.5 to 21.0 wt.% in TiC-30 vol.% Ni₃Al cermet and the Mo₂C content ranging from 0 to 30 wt.% in TiC-20 vol.% Ni₃Al cermet were investigated in the relation to the microstructures and hardness. The specimens were sintered at 1400°C, 1430°C and 1450°C for 60 minutes. The results were summarized as follows; 1) The shrinkages and relative densities of the specimens were increased up to 20.0 wt.% C and then decreased. 2) The grains of TiC were almost the same size with the different content of carbon. Free carbons were appeared on the microstructures when carbon was added over 20.5 wt.% while TiC and Ni₃Al were formed when carbon was added below 20.0 wt.%; 3) The lattice parameters of the Ni₃Al and TiC phases were increased up to 20.5 wt.% C, and then saturated. 4) The hardness was increased up to 20.0 wt.% C, and then decreased. 5) The Mo₂C made the TiC grains fine and the surrounding structure around TiC grains. 6) The micropores were decreased with increasing the binder and the sintering temperature. 7) The lattice parameter of the Ni₃Al and TiC were almost the same up to 10 wt.% Mo₂C and then decreased. 8) The hardness was increased up to 5 wt.% Mo₂C and then decreased owing to the micropores. 9) The more the binder phase, the higher the relative density and the proper Mo₂C amount of TiC-Ni₃Al cermets were obtained.

1. 서 론

저자 등¹⁾은 TiC-Ni₃Al 써멧의 결합상량을 변화시켜 소결특성, 조직 및 기계적성질 등을 조사한 결과, 금속간화합물 Ni₃Al 액상은 TiC 입자에 대한 젖음성(wettability)이 양호하였으며, TiC 입자는 각형이고, 통상의 진공 소결에 의하여 치밀한 소결체를 제조하였다.

TiC-Ni 계 및 TiC-Mo₂C-Ni 계 써멧에서 탄소량은 미세 조직과 기계적 성질에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있으며,^{2,4)} Ti-Ni-C 3원계 상태도의 870°C 단면도⁵⁾에 의하면 일정한 Ni 량에서의 2상(TiC+δ)영역이 비교적 좁아서 탄소량이 많으면 조직 중에 유리탄소가, 반대로 탄소량이 적으면 취약한 TiNi₃ 상이 출현한다. 또한 TiC-Mo₂C-Ni 계에서도 2상 영역의 탄

소량 범위에서 기계적 성질이 변화한다고 알려져 있다.⁴⁾ 이와 같이 써멧의 탄소량은 미세조직, 기계적 성질, 고온 거동⁶⁾ 등에 큰 영향을 주는 것으로 알려져 있다. 따라서 TiC-Ni₃Al 계 써멧도 탄소량은 미세조직과 기계적 성질에 큰 영향을 미칠 것으로 추측된다.

또한 TiC-Mo₂C-Ni 계 써멧에서 Mo₂C는 소결 중 TiC와 반응하여 TiC입자 주위에 (Ti·Mo)C의 고용체를 형성⁷⁾하여 액상 Ni의 습윤성을 향상시켜 치밀한 소결체를 얻는데 필수 첨가물로 알려져 있다.⁸⁾ TiC-Ni₃Al 계 써멧에서도 Mo₂C를 첨가하면 TiC입자 주위에 (Ti·Mo)C의 주변조직이 형성되어 액상 Ni₃Al의 습윤성이 향상될 것으로 추측된다.

본 연구에서는 TiC-Ni₃Al 써멧의 탄소량과 Mo₂C량을 변화시켜 미세조직, TiC와 결합상(Ni₃Al)의 격자상수 및 경도에 미치는 영향을 조사하여 가장 적절

한 탄소량과 Mo₂C량을 구하고자 하였다.

2. 실험방법

원료분말로는 TiC(평균입도 약 1.5 μm, Hermann C. Stark 사제, 탄소량: 19.4 wt.%), Mo₂C(약 1.5 μm, Hermann C. Stark 사제, 탄소량: 6.08 wt.%), Ni₃Al(약 44 μm, Xform 사제), Ti(약 44 μm, Aldrich사제)분말과 흑연분말(Carbon Black)을 사용하였다. 먼저 Ni₃Al 분말을 30 vol.%(39.96 wt.%)로 일정하게 배합하고, 탄소량 조절은 Ti 또는 흑연 분말을 사용하여 탄화물 중의 탄소량이 17.5, 18.0, 18.5, 19.0, 19.4, 20.0, 20.5, 21.0 wt.%가 되도록 배합하였다. 그리고 Mo₂C 첨가의 경우는 Ni₃Al의 체적비를 20 vol.%(27.96 wt.%)로 일정하게 하고 Mo₂C의 무게비를 각각 0, 2, 5, 10, 20, 30 wt.%(0, 1.28, 3.25, 6.67, 14.04, 22.34 vol.%)가 되도록 배합하였다. 그리고 비교를 위하여 TiC-30 vol.% Ni₃Al에 Mo₂C를 10, 20 wt.%첨가한 조성도 배합하였다. 이들 분말을 유성분말기에서 5시간 동안 습식 불밀한 후 진공오븐에서 건조하였다. 그리고 100 MPa의 압력으로 10(W)×30(L)×6(T) mm³의 성형체를 제조하였다. 각 조성의 성형체를 1430℃에서 5~7×10² torr의 진공분위기에서 60분간 소결하였으며, 일부 Mo₂C를 첨가한 시편은 1400, 1450℃에서도 소결을 하였다.

이들 소결체의 치밀화는 길이방향의 수축률과 수증부유법(ASTM B328)으로 밀도를 측정하였으며, 미세조직은 다이아몬드 휠과 페스트로 연마한 후 H₂O₂로 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다. 그리고 새로운 상의 출현여부 및 TiC, Mo₂C와 Ni₃Al의 격자정수는 XRD(Philips PW 1730)를 사용하여 조사하였다. 경도는 비커스 경도기에서 하중 20 kg으로 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 탄소의 영향

소결체의 합금탄소량과 길이방향 수축률과의 관계는 탄소량 17.5, 18.0, 18.5, 19.0, 19.4 wt.% 합금의 경우 각각 15.0, 15.2, 16.0, 16.4, 16.8%로 탄소량과 함께 증가하였으나, 그 이상의 탄소량 20.0, 20.5, 21.0 wt.% 합금의 경우는 각각 16.7, 16.5, 15.5%로 탄소

량 증가와 함께 감소하였다. 소결체의 최대 길이방향 수축률은 19.4 wt.%C 합금에서 16.8%가 얻어졌다. 상대밀도도 길이방향 수축률과 동일한 경향을 나타냈으며, 탄소량 17.5, 18.0, 18.5, 19.0, 19.4 wt.% 합금의 경우 각각 97.2, 98.6, 98.7, 98.9, 99.3%로 탄소량과 함께 증가하지만, 그 이상의 탄소량 20.0, 20.5, 21.0 wt.% 합금의 경우는 각각 99.2, 97.9, 95.8%로 탄소량 증가와 함께 감소하였다. 최대 상대밀도는 19.4 wt.% C 합금에서 99.3%가 얻어졌다.

그림 1에는 1430℃에서 소결한 합금의 미세조직을 탄화물 중의 탄소량과의 관계로 표시하였다. 탄소량 변화에 따른 TiC 입자 크기에 미치는 영향은 거의 나타나지 않았으며 평균 약 2.5 μm으로 유사하였고, TiC입자는 각형이었다. 조직 중에는 탄소량 20.5 wt.% 이상에서 유리탄소가 관찰되었으나, 그 이하의 탄소량에서는 TiC와 Ni₃Al이외의 제3의 상은 관찰되지

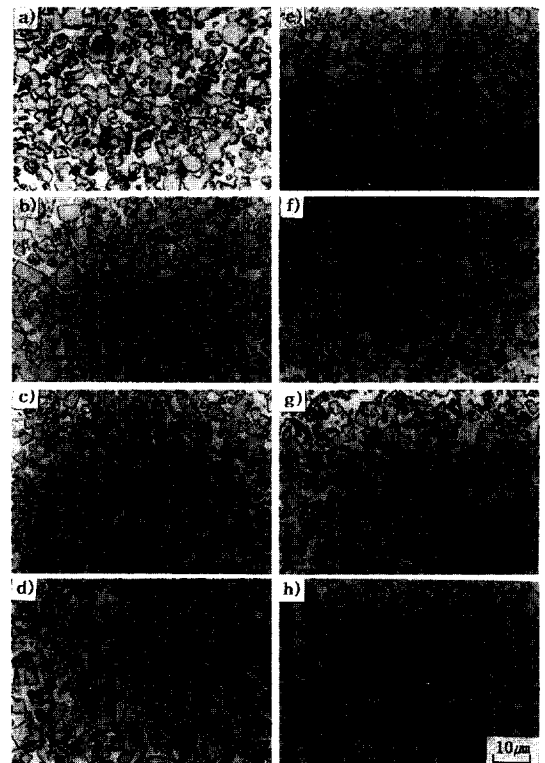


Fig. 1. Microstructures of TiC-30vol.%Ni₃Al cermets with the different carbon contents sintered at 1430°C for 60 minutes. a) 17.5 wt.%C, b) 18.0 wt.%C, c) 18.5 wt.%C, d) 19.0 wt.%C, e) 19.4 wt.%C, f) 20.0 wt.%C, g) 20.5 wt.%C and h) 21.0 wt.% C.

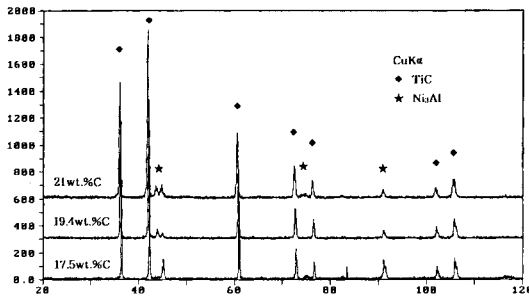


Fig. 2. X-ray diffraction pattern of TiC-30 vol.% Ni₃Al cermet with the different carbon contents.

않았다. 이상의 결과로부터 탄소량이 20 wt.% 이상의 합금에서 길이방향 수축률과 상대밀도가 감소한 것은 유리탄소의 석출 때문이라고 생각되었다.

그림 2에는 대표적으로 17.5, 19.4, 21.0 wt.%C 시편의 XRD에 의한 회절 패턴을 나타내었다. 탄소량에 차이가 있어도 TiC와 Ni₃Al 상의 회절피크만 나타나고 그 이외의 다른 피크는 관찰되지 않았다. 그러나 탄소량이 증가함에 따라 TiC와 Ni₃Al 상의 회절피크의 위치는 2θ가 낮은 각도 쪽으로 약간 이동하는 것을 알 수 있었다. 이와 같은 결과는 합금 탄소량이 증가함에 따라 탄화물(TiC)과 결합상(Ni₃Al)의 격자상수가 변하였다는 것을 의미한다. 따라서 각 합금의 TiC의 (420)면과 Ni₃Al의 (311)면의 회절각도를 CuKα로 측정하여 각각의 격자상수를 구하여 그 결과를 그림 3에 나타내었다. TiC의 격자상수는 탄소량이 17.5, 18.0, 18.5, 19.0, 19.4, 20.0, 20.5, 21.0 wt.%로 증가할 수록 각각 4.316, 4.321, 4.322, 4.322, 4.323, 4.324, 4.325, 4.326 Å로 증가하였으며, 그리고 Ni₃Al의 격자상수 역시 3.576, 3.579, 3.581, 3.582, 3.

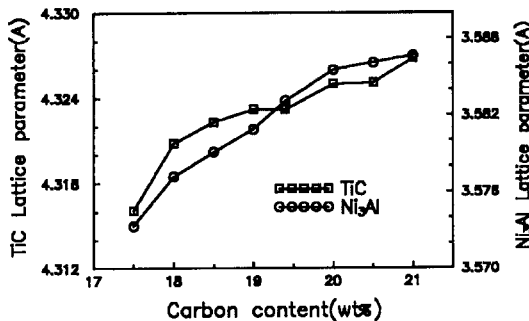


Fig. 3. TiC and Ni₃Al lattice parameters of TiC-30 vol.% Ni₃Al cermet in relation to the carbon contents.

584, 3.586, 3.587, 3.587 Å로 탄소량이 20.0 wt.%까지는 증가하였으나 그 이상(20.5와 21.0 wt.% C)에서는 3.587 Å로 일정하였다. 이와 같은 TiC와 Ni₃Al 격자상수의 변화를 살펴보면, 탄소량이 많아짐에 따라 결합상의 격자상수는 계속 증가하며, 고 탄소영역으로 가면서 그 증가폭은 감소하는데, 이것은 고 탄소영역에서 결합상중에 탄소의 고용량이 증가하면서 탄소원자 보다 원자반경이 비교적 큰 Ti원자의 고용이 상대적으로 억제되었기 때문이며, 또한 탄소의 포화고용량 이상에서는 탄소가 유리되어 유리탄소로 석출하기 때문인 것으로 생각되었다. 그러므로 전전 상 영역에서는 탄소량이 많아짐에 따라 격자상수는 증가하게 되지만 유리탄소가 석출되는 20.5 wt.% 조성 부근의 고 탄소영역에서는 격자상수의 변화가 거의 없는 것으로 생각되었다.³⁾ 또한 TiC의 경우는 탄소량이 증가하면서 탄소 고용이 증가하기 때문에 격자상수가 탄소량과 함께 증가하였다고 생각되었다.

그림 4는 탄소량의 변화에 따른 소결체의 경도를 나타내었다. 탄소량 17.5 wt.%에서 21.0 wt.%로 증가함에 따라 20.0 wt.% 조성까지는 경도가 각각 931, 955, 970, 1021, 1034, 1130 kgf/mm²로 증가하지만 20.0 wt.% 이상의 조성에서는 1060, 1057 kgf/mm²로 감소하였다. 최고의 경도값은 20.0 wt.%에서 1130 kgf/mm²이었다. 경도가 20.0 wt.% C까지 탄소량과 함께 증가한 것은 탄화물과 결합상의 탄소 고용강화 효과이며, 포화 고용량 이상으로 탄소가 많으면 유리탄소가 석출하기 때문에 경도가 낮아졌다고 생각되었다.

3.2. Mo₂C 첨가의 영향

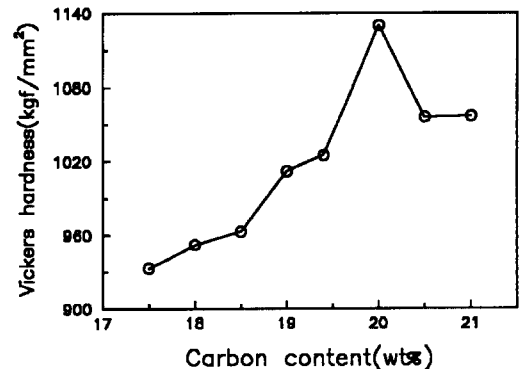


Fig. 4. Vickers hardness of TiC-30 vol.% Ni₃Al cermet in relation to carbon content.

소결체의 길이방향 수축률은 Mo₂C를 0, 2, 5, 10, 20, 30 wt.% 첨가한 1400℃의 시편의 경우 18.0, 18.4, 17.7, 17.1, 16.0, 15.9%, 1430℃의 경우 17.9, 18.4, 17.8, 17.7, 16.1, 16.0%, 1450℃의 경우 17.8, 18.0, 17.6, 17.9, 16.3, 16.5%로 소결온도가 높을수록 감소하였다. 동일 소결온도에서는 어느 경우나 2 wt.% Mo₂C 시편에서 최대 수축률을 나타냈으며 그 이상의 Mo₂C 첨가로 수축률이 감소하는 경향을 보였다. 최대 길이방향 수축률은 1400℃에서 2 wt.% Mo₂C 첨가한 시편에서 18.4%로 나타났다. 또한 상대밀도는 수축률과 마찬가지로 Mo₂C의 양이 0, 2, 5, 10, 20, 30 wt.%로 증가함에 따라 1400℃ 시편의 경우 각각 99.1, 99.4, 99.0, 98.1, 94.8, 94.2%, 1430℃의 경우 98.7, 98.7, 98.8, 98.7, 95.1, 95.2%, 1450℃의 경우 98.0, 98.1, 98.3, 98.7, 96.5, 97%로, 소결온도가 상승할수록 낮아지는 경향을 나타냈다. 그리고 동일 소결온도에서는 Mo₂C 첨가로 상대밀도가 증가하다가 감소하는 경향을 보였다. 최대 상대밀도는 2 wt.% Mo₂C, 1400℃에서 소결한 시편에서 99.4%이었다.

그림 5에는 대표적으로 1400℃에서 Mo₂C 첨가량을 변화시킨 시편의 미세조직을 나타내었다. 탄화물 입자 크기는 Mo₂C의 양이 0 wt.%에서 약 2.5 μm에서 Mo₂C양과 함께 점차 감소하며, 특히 10 wt.% 이상에서 급격히 감소하는 것을 알 수 있었다. 그리고 10 wt.% Mo₂C 이상의 함금부터 사진상에 검게 나타

난 미세기공이 관찰되었으며, 이 미세기공은 Mo₂C 양이 많을 수록 더욱 증가하였다. 그리고 동일 조성에서는 소결온도가 1400, 1430, 1450℃로 상승하면 탄화물 입자가 커짐을 알 수 있었다. 또 미세기공은 소결온도가 높아질수록 그 수는 감소하지만 그 출현은 Mo₂C 양이 낮은 쪽으로 천이하는 것을 알 수 있었다. 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 그림 6에 나타내었으며 조직사진에서의 검은 점들(화살표)이 미세 기공으로 확인되었다.

이상의 조직에서 탄화물 입자가 Mo₂C 첨가량이 증가할수록 미세한 것은 소결 중에 TiC입자 주위에 Mo₂C에 의한 주변조직이 형성되므로 액상을 통한 물질이동을 방해하여 입자성장을 억제하였기 때문이라고 생각되었다. 그리고 소결온도가 높고 Mo₂C량이 많을수록 기공으로 확인된 검은 점들이 많이 나타난 것은 탄화물 입자가 미세화 될수록 액상이 부족하여 일어난 현상으로 판단되며 결합상량을 증가시켰을 경우(그림 9)에는 감소하였다.

그림 7에는 Mo₂C 첨가한 시편에 대하여 상기와 동일하게 XRD로 상 분석한 결과를 표시하였다. 그림에는 Mo₂C량이 많은 시편에서도 Mo₂C의 회절피크는 출현하지 않고 TiC와 Ni₃Al의 회절피크만이 관찰되었다. 이와 같은 결과는 소결 중에 Mo₂C가 TiC 입자 주위에 (Ti·Mo)C의 주변조직을 형성하면서 소멸되었기 때문이라고 생각되었다.

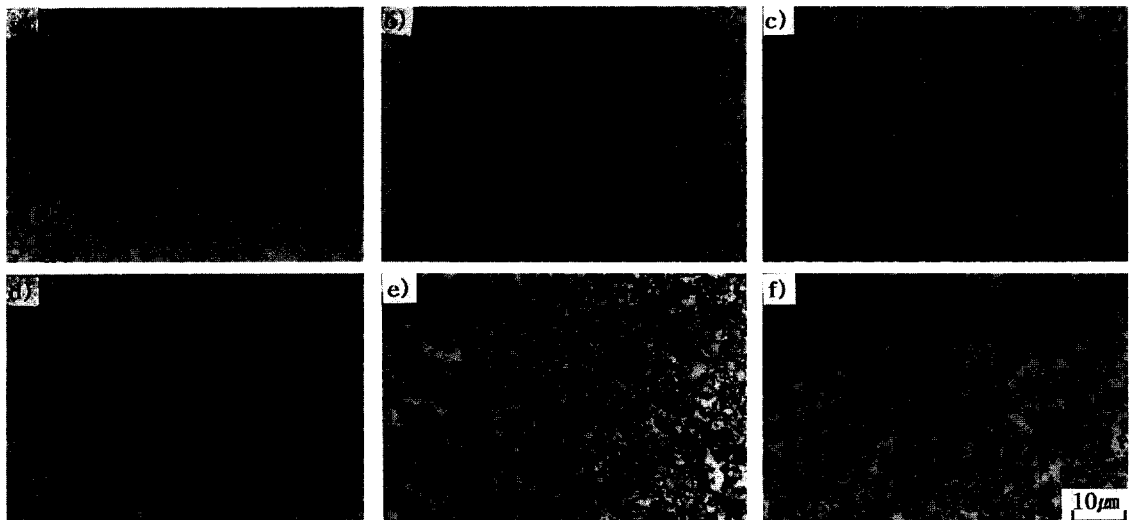


Fig. 5. Microstructures of TiC-20 vol.%Ni₃Al-Mo₂C cermets with the different Mo₂C contents sintered at 1400 °C for 60 minutes. a) 0 wt.%Mo₂C, b) 2 wt.%Mo₂C, c) 5 wt.%Mo₂C, d) 10 wt.%Mo₂C, e) 20 wt.%Mo₂C and f) 30 wt.%Mo₂C.



Fig. 6. Fracture surface of TiC-20 vol.% Ni₃Al-20 wt.% Mo₂C cermet sintered at 1450 °C for 60 minutes.

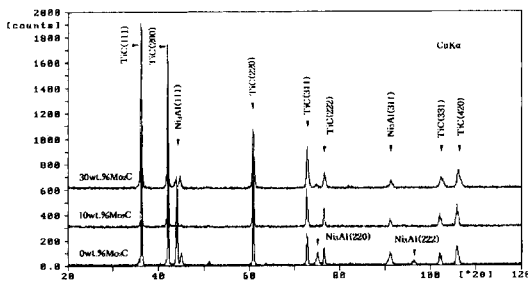


Fig. 7. X-ray diffraction patterns of TiC-20 vol.% Ni₃Al-(0, 10, 30)wt.% Mo₂C cermet sintered at 1450 °C for 60 minutes.

그림 8은 Mo₂C 량과 소결온도의 변화에 따른 소결체의 경도값을 나타내었다. 일반적으로 경도는 5 wt.%까지는 약간 증가하지만 그 이상이 되면 급격히 감소하였다. 경도는 대체로 1430°C에서 소결한 시편이 가장 높게 나타났다. 이와 같은 경향은 상대밀도의 경우와 잘 일치하며 또한 그림 5에 표시한 조직 중에 관찰되는 미세기공량과도 대응하는 것으로 판단되었

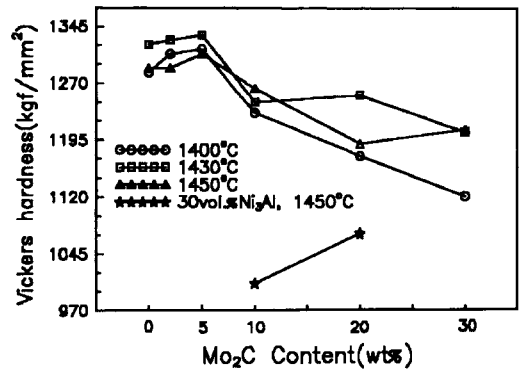


Fig. 8. Vickers hardnesses of TiC-20 vol.% Ni₃Al cermet in relation to the Mo₂C contents.

다. 최고의 경도는 1430°C에서 소결한 5 wt.% Mo₂C의 시편에서 1333 kgf/mm²이었다.

이상의 Mo₂C 첨가결과를 종합해 보면 거의 모든 시편에서 미세기공이 발견되고 그로 인해 경도도 낮아졌으므로 결합량 20 vol.%는 탄화물 입자가 미세해지면 치밀한 소결체가 얻어지기 어렵다고 판단되어 결합상량을 30 vol.%로 증가시켰다. 결합상량을 30 vol.%로 일정하게 하고 Mo₂C량을 각각 10과 20 wt.% 첨가한 분말을 전자와 동일한 방법으로 준비하여 성형한 후, 1450°C에서 60분 진공 중에서 소결하였다. 그리고 이 시편의 미세조직과 경도에 대하여 결합상량 20 vol.% 경우와 비교하였다.

그 결과 30 vol.% 시편의 길이 방향 수축률은 Mo₂C량이 10, 20 wt.%일 때 결합상량이 20 vol.%일 때보다 높은 각각 19.0%와 18.8%를 나타내었다. 그리고 20 vol.% 결합상 시편과 동일하게 Mo₂C 양이 적은 시편이 더 많이 수축하였다. 또한 상대밀도 역시 Mo₂C 양이 10, 20 wt.% 시편에서 20 vol.%의 경우보다 더 높은 각각 99.7%와 99.1%를 나타내었다.

그림 9에는 광학현미경에 의한 미세조직을 나타내었으며 20 vol.% 시편에서 관찰된 미세기공이 이들 시편에서는 관찰되지 않았다. 그리고 Mo₂C에 의한 탄화물 입자의 미세화 경향은 동일하게 나타나며 TiC 입자크기는 10 wt.% Mo₂C 시편보다 20 wt.% Mo₂C 시편이 더 작았지만 주변조직의 두께는 약간 증가하였다. 이와 같은 결과로부터 TiC-Ni₃Al계 써멧에서 Mo₂C를 10 wt.% 이상 첨가하는 경우 고상입자의 미세화로 결합상량 20 vol.%는 약간 부족하다고 생각되었다.

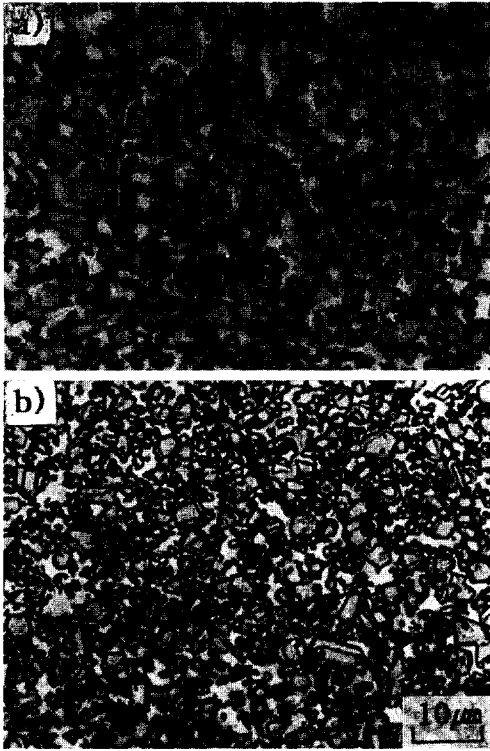


Fig. 9. Microstructures of TiC-30 vol.% Ni₃Al-Mo₂C cermets sintered at 1450 °C for 60 minutes. a) 10 wt.% Mo₂C, b) 20 wt.% Mo₂C.

본 연구에서 Mo₂C를 첨가한 목적은 TiC 입자에 주변조직을 형성시켜 결합상과 탄화물간의 결합력을 강화시키고자 하였다. 따라서 주변조직 형성여부를 SEM을 이용하여 관찰하여 그 중 일부를 그림 10에 표시하였다. SEM사진에서와 같이 결합상량이 20 vol.%나 30 vol.%일 경우 모두 주변조직이 각형으로 형성되며 Mo₂C량이 많을수록 두께가 증가하였다. 이러한 주변조직은 TiC와 Mo₂C 탄화물이 상호 반응하여 (Ti·Mo)C의 고용체로서^{6,8)} 이러한 조직이 형성되면 소결시에 고상 입자에 대한 액상의 습윤성이 향상되어 치밀하고 기계적 성질이 우수한 써멧이 얻어진다고 보고되어 있다.⁹⁾

이들 시편의 경도를 그림 8에 함께 표시하였으며, Mo₂C 첨가량이 10, 20 wt.%의 경우 각각 1000, 1070 kgf/mm²으로 나타났다. 경도는 동일 Mo₂C량에서 결합상이 30 vol.%인 시편보다 20 vol.%인 시편의 경우가 더 높게 나타났는데 이는 경도가 탄화물에 비하여 낮은 결합상량이 증가할수록 평균자유행로가 커지기

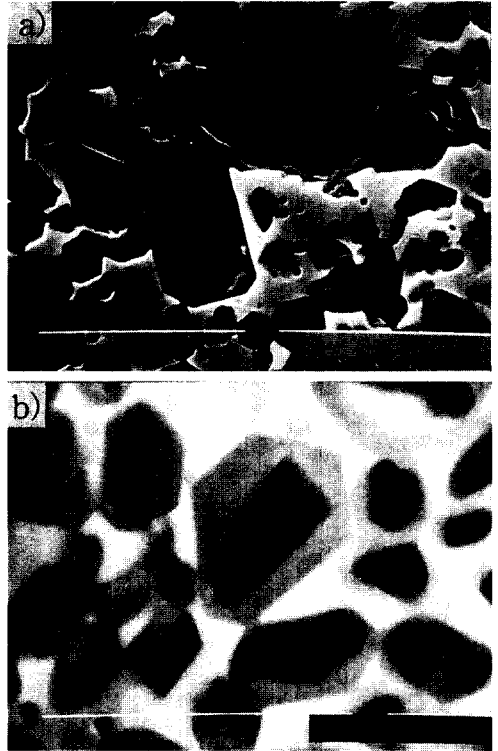


Fig. 10. Surrounding structures on TiC particles sintered at 1450 °C for 60 minutes. a) TiC-20 vol.% Ni₃Al-20 wt.% Mo₂C cermet etched by H₂O₂, b) TiC-30 vol.% Ni₃Al-10 wt.% Mo₂C cermet polished.

때문이라고 생각되었다.

4. 결 론

TiC-30 vol.% Ni₃Al 써멧에 있어서 탄소량과 Mo₂C량의 변화에 따른 상대밀도, 미세조직과 경도에 미치는 영향을 조사하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 소결체의 수축률과 상대밀도는 탄소량이 증가할수록 20.0 wt.%까지는 증가하였으나 그 이상에서는 점차 감소하였다. 이는 조직 중에 밀도가 낮은 유리탄소가 석출하였기 때문이라고 판단되었다.
2. 소결체의 TiC 입자의 크기는 탄소량의 변화에 따라 큰 차이가 없이 약 2.5 μm이었으며, 형상은 각형이었다. 탄화물 중의 탄소량이 20.5 wt.% 이상인 시편에서는 유리탄소가 출현하였으나 그 이하 탄소량의 합금에서는 다른 상이 출현하지 않은 전전상이

었다.

3. TiC와 Ni₃Al의 격자상수는 탄소량이 증가할수록 증가하였으며, 20.5 wt.%C부터 Ni₃Al의 격자상수 증가폭이 급격히 감소하였다. 이는 탄소의 고용으로 격자상수가 증가하다가 포화량 이상이 되면 유리탄소가 석출하기 때문이었다.

4. TiC-20 vol.% Ni₃Al 씨멧에서 건전상 영역의 탄소량 범위는 탄화물 중의 탄소량으로 환산하여 17.5-20.0 wt.%으로 판단되었다.

5. 경도는 탄소량이 증가할수록 탄소의 고용강화로 증가하지만, 20.5 wt.% C 이상에서는 유리탄소의 석출로 급격히 감소하였다.

6. 소결체의 상대밀도는 Mo₂C량이 증가하면 5 wt.% Mo₂C까지는 99.4%까지 상승하고 그 이상에서는 감소하였다. 또 상대밀도는 10 wt.% Mo₂C이하의 조성에서는 소결온도가 낮을수록, 그 이상의 조성에서는 소결온도가 높을수록 높았다.

7. 어느 소결온도에서나 TiC입자는 Mo₂C량이 증가할수록 미세하였으며, 소결온도가 높을수록 조대화 경향이 나타났다.

8. 조직 중에 미세기공은 10 wt.% Mo₂C이상에서 관찰되고 Mo₂C양이 증가할수록 그 양이 증가하였다. 그리고 소결온도가 높아질수록 기공은 감소하지만, Mo₂C량이 적은 시편에서도 출현하는 경향이 나타났다.

9. 경도는 소결온도 1430℃, 5 wt.% Mo₂C첨가에서 1333 kgf/mm²로 가장 높았으며, Mo₂C량이 그 이상 증가하면 어느 온도에서나 감소하였다. 이러한 경도 감소는 미세기공의 영향으로 판단되었다.

10. Mo₂C는 Ni₃Al을 결합상으로 한 경우도 TiC-Ni

계 씨멧의 경우와 같이 TiC 입자에 (Ti · Mo)C의 고용체가 주변조직을 형성하여 탄화물 입자성장을 억제하였다.

11. TiC-Ni₃Al계 씨멧에서 결합상이 20 vol.%일 경우는 5 wt.% Mo₂C, 30 vol.%일 경우는 10 wt.% Mo₂C가 첨가될 때 치밀화가 가장 많이 이루어지고, 경도도 가장 높았다.

감사의 글

본 연구는 한국과학기술원 재료계면공학센터를 통한 한국과학재단 우수연구 센터 지원금으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

본 논문을 문인형 교수님의 회갑을 기념하여
보정합니다.

참 고 문 헌

1. 손호민, 이완재: 한국분말야금학회지, **4** (1998) 286.
- 2.鈴木, 林, 寺田: 粉體および粉末冶金, **17** (1971) 342.
- 3.鈴木, 林, 寺田: 日本金屬學會誌, **35** (1971) 146.
4. H. Suzuki, K. Hayashi and T. Yamamoto: Planseeferichte fuer Pulvermetallurgie, **26** (1978) 42.
5. D. Moskowitz and M. Humenik: Int. J. Powder Metall. Powder Technol., **14** (1978) 39.
6. E. R. Stover and J. Wulff: Trans. Metall. Soc., **215** (1959) 127.
- 7.鈴木, 林, 久保, 蕪: 粉體および粉末冶金, **28** (1981) 67.
- 8.鈴木, 林, 寺田: 日本金屬學會誌, **35** (1971) 936.
- 9.鈴木, 林, 寺田: 日本金屬學會誌, **36** (1972) 514.