

내열 Si합금 본드 다이아몬드 휠의 제조 및 연삭성

최성국 · 홍성길* · 최정철*
이화다이아몬드공업주식회사
*아주대학교 재료공학과(RASOM)

The Fabrication and Grindability of Diamond Wheel Bonded with Heat Resistance Aluminum Alloy

Sung-Kook Choi, Sung-Kil Hong* and Jeong-Cheol Choe*

Ehwa Diamond Ind. Co., Ltd., Osan 447-060, Korea

**Material Science and Engineering, Ajou University,*

Suwon 442-749, Korea (RASOM)

(Received April 8, 1995)

ABSTRACT 2219 aluminum alloy bonded diamond wheels containing intermetallic compounds were fabricated by powder metallurgy method. Nickel and titanium were added in aluminum matrix to form titanium aluminides and nickel aluminides which decrease the adhesive wear to work piece. The hot pressing condition was 600°C and 20 Mpa in the furnace of the electric resistance type. The mechanical properties and grinding tests were carried out to confirm the wheel performance. Aluminum oxide ceramics were chosen for use in the grinding tests. The test proved that the heat resistance 2219 aluminum bonded diamond wheel containing 15 wt% nickel and 15 wt% titanium respectively showed the best performance.

1. 서 론

다이아몬드는 지구상에서 존재하는 모든 재료중 가장 단단하고 가장 열전도율이 높아 최근들어 산업계에서 많은 관심을 갖고 있다. 특히나 반도체, 전자, 자동차, 항공기 등의 첨단 부품의 소재 또는 가공에 널리 시도되고 있고 일부는 사용 중에 있다. 이러한 부품의 소재는 주로 세라믹스와 같은 초경질 재료가 대부분을 차지하고 있는데 이들은 난삭재로서 가공성이 아주 좋지 않다. 특히 질화규소나 서메트같은 재료는 다이아몬드공구로서도 한계를 드러내고 있는 실정으로 이것은 이들 재료의 기계적 성질은 우수한 반면 피가공성은 아주 나빠지기 때문으로 알려지고 있다. 따라서 이들 재료를 다이아몬드휠을 이용하여 저 비용으로 가공하는 방법이 세라믹스의 미래를 위해서 해결해야 하는 문제이다.

따라서 상기 재료에 적합한 다이아몬드 휠을 개

발하기 위해서는 휠을 구성하고 있는 요소, 즉 초연마재와 결합제의 조합이 급선무인데, 초연마재의 경우는 이미 많은 종류의 합성다이아몬드가 개발되어 피삭재와의 상용이 어느 정도 이루어졌고 다만 결합제만이 오늘날까지 이렇다할 종류가 없는 실정이다. 여기서 결합제는 구성하는 재료의 종류 및 결합 구조에 의해서 크게 변화하는 것으로 알려졌는데 금속 성분을 주체로 한 메탈본드, 합성수지를 주체로 한 레진 본드, 그리고 무기재료를 주체로 한 비트리파이드본드로 크게 분류할 수 있다. 이 중에서 가장 많이 사용되고 있는 본드는 레진 본드로서 수명은 아주 짧으나 연삭성이 좋기 때문이다. 그러나 수명이 너무 짧기 때문에 공구비가 높아지고 결국 가공 부품의 총원가가 증가하기 쉽다. 이러한 단점을 해결하기 위해서는 장수명의 메탈본드를 사용해야 하는데 연삭성이 아주 좋지 않아 사용이 극히 제한되고 있는 실정이다.

따라서 이들의 중간 성질인 장수명과 동시에 좋은 연삭성을 갖는 분드의 개발이 요구되고 있다. 이를 위해서는 현재 사용되고 있는 가장 연질의 동합금계의 분드보다도 더욱 연질인 알루미늄합금의 개발이 필요하고 일부 진행되어 오고 있었다.¹⁾ 그러나 이것은 원심주조에 의한 방법으로, 현재의 메탈분드 다이아몬드휠의 제조 공정과는 아주 상이한 원심주조법이기에 때문에 품질의 불안정 및 설비의 추가 도입 등이 필요되는 현실성이 없어 커다란 진전이 없는 상황이다. 그러나 최근의 연구에서 주조법보다는 분말야금법에 의한 복합재료의 제조가 기계적 성질이 향상한다는 보고²⁾가 있어 원심 주조의 문제점을 해결하기 위해 종전의 분말야금에 의한 알루미늄합금 분드의 개발을 유도하는 것이 바람직하다고 사료된다.

그러나 알루미늄합금의 분말야금법은 오늘날 극히 사용이 제한되고 있는 분야인데 이것은 알루미늄의 저융점, 넓은 고액공존영역 등, 분말야금에서는 바람직하지 못한, 다시 말해서 소결성이 나쁘기 때문이다. 따라서 이러한 현상을 극복하고 추가로 연성이 풍부한 알루미늄에 금속간 화합물과 같은 물질을 생성시켜 취성을 갖게 하여 응축 내마모성을 유지할 수 있다는 보고³⁾가 있어 이를 이용하면 문제의 해결에 쉽게 접근할 수 있을 것으로 추찰된다.

이를 위해 본 연구에서는 분말야금법에 의한 알루미늄합금의 소결방법과 취성을 갖는 알루미늄합금의 제조를 통해 다이아몬드휠을 제작한 후 난삭재인 세라믹스 등의 난삭재를 연삭하여 실용성을 검토하였다.

2. 실험방법

Al합금의 선택은 내열성이 뛰어난 A2219으로 하였고 조성은 Al에 Cu 6.3 wt%(이하 %로 표기한다), Mn 0.30%, Zr 0.18%, Ti 0.06%, V 0.10%로 하였다. Al 이외의 성분의 순도는 99%의 것을 사용하였으며 입도는 -325 US MESH의 것을 사용하였다. Al분말은 그림 1과 같은 air atomized powder로서 창성금속제의 -200MESH의 것을 사용하였으며 혼합기(T2C)에서 모든 성분을 1.8 ks 동안 혼합하였다. 혼합된 합분체에 -325 mesh의 Ti과 Ni분말을 금속간 화합물을 형성시키기 위해서 각각 5%, 10%,

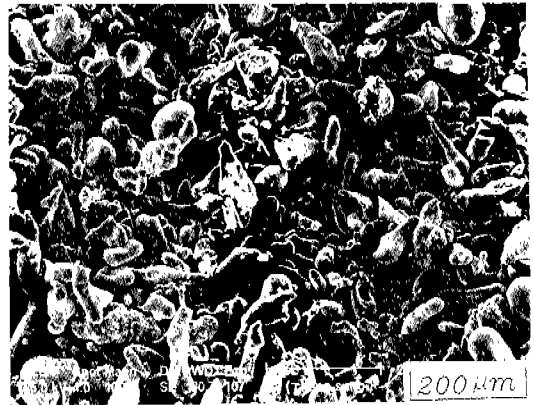


Fig. 1. SEM micrograph of Al powder.

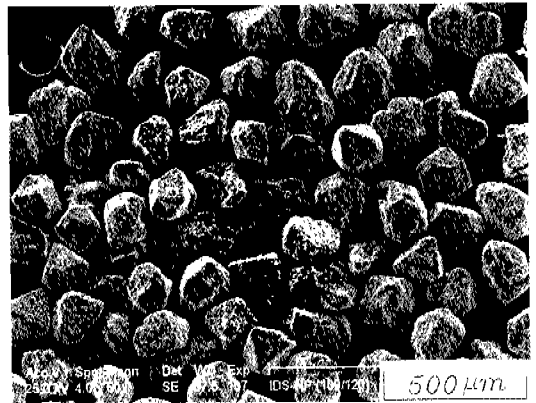


Fig. 2. SEM micrograph of Ni coated diamonds.

25%씩 첨가하여 다시 1.8 ks 동안 혼합하였다. 이것을 50 mm×10 mm×7 mm 막대 시편용 금형에 넣어 저항 소결식 진기로서 hot pressing하였다. 소결압력은 20 MPa, 소결온도와 시간은 600°C에서 각각 0.6 ks, 1.2 ks, 1.8 ks로 하였다. Al은 O₂와의 친화력이 크기 때문에 분위기를 수분을 억제한 액체를 기화시킨 질소를 이용한 분위기를 유지하면서 각각 소결하였다.³⁾

소결이 끝난 시편은 T4 처리를 한 후 경도를 측정하기 위해 비커스경도기를, 항절력을 알아보기 위해 만능 재료 시험기(ZWICK제)를 사용하였다. 항절력 시험 조건은 하중 1kg, 하강 속도가 2mm/min로 하였다.

이어서 연삭 시험을 위한 다이아몬드휠의 제작을

Table 1. The properties of Al₂O₃ ceramics

Item	Density	Toughness	Hardness	Thermal expansion coef.	Thermal conductivity
Value	4.0 g/cm ³	4.5 MN/m ^{1.5}	H _R A 93	7.8×10 ⁻⁶ /°C	0.07 cal/cm sec°C

Table 2. The condition of the grinding test

Wheel size	φ100 mm×3 mm×3 mm
Wheel shape	Cup Type, 6A2
Superabrasive	IDS-NP, 100/120 mesh
Concentration	75
Grinder	KM-40S, Tool grinder
R.P.M	3750
Infeed	10 μm, 20 μm
Table speed	1.5 m/min
Coolant	Hocut 900, 2%

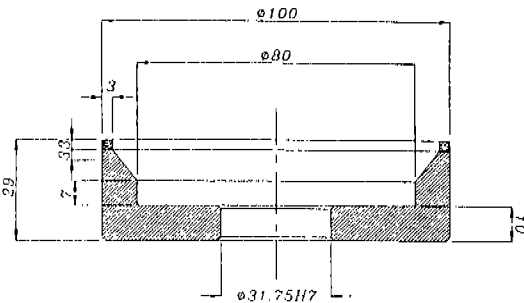


Fig. 3. The shape of the diamond wheel.

위해 다음과 같은 공정으로 진행하였다. 우선 시편 제작시와 같이 원료 분말을 규정된 시간 동안 혼합한 후 재차 그림 2와 같은 다이아몬드 분말(IDS-NP 100/120 MESH)을 첨가하여 혼합하였다. 이 다이아몬드는 기지와 젖음성과 결합력을 향상시키기 위해 Ni코팅된 것을 사용하였다. 다이아몬드휠은 그림 3과 같은 형상의 φ100 mm×3 mm×3 mm의 크기였으며 연삭시 사용된 피삭재는 Al₂O₃로서 표 1에 그 물성치를 나타내었다. 또 표 2와 같은 조건으로 시험한 후 세라믹스와 휠의 마모량을 계산하여 연삭비(피삭재 마모량/휠 마모량)를 측정하였다. 연삭이 끝난 휠은 파괴하여 SEM으로 다이아몬드와 기지의 반응성을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

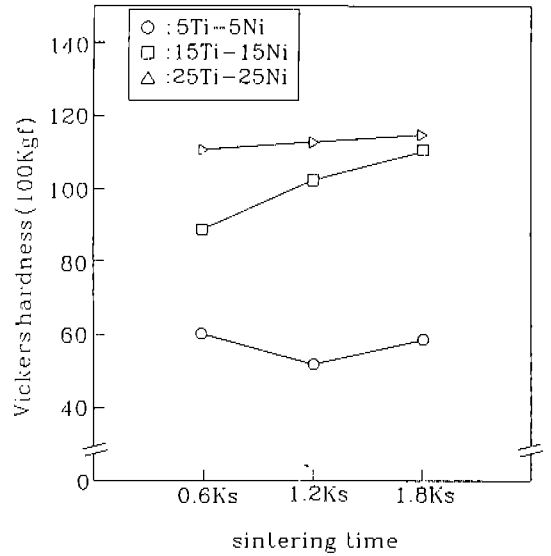


Fig. 4. Variation of Vickers hardness with increasing the composition of Ti and Ni and the sintering time.

2219Al합금은 고온에서의 강도, 내식성, 내creep성 등이 좋은 합금으로 알려져 있는데 이것은 내열성을 향상시키기 위한 재결정온도의 상승을 유도하는 Ni, Mn 등의 원소의 첨가, 또 시효경화성분을 고온에서 안정화 또는 고온에서 안정한 화합물을 석출시키는 원소 등의 첨가에 기인한다.⁴⁾ 또한 합금중의 Cu는 Al의 인장강도를 크게 증가시키는데 1%Cu로도 Al의 인장강도는 140에서 210 MPa로 상승시킨다.⁵⁾ 따라서 연삭시 많은 열을 동반하고 내마모성을 유지해야 하는 다이아몬드 휠에도 적용할 수 있기 때문에 본 연구에서 2219합금을 채택하였다.

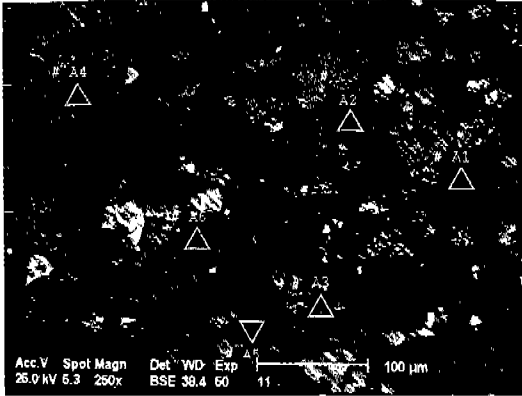
본 실험에 사용된 시편의 조성은 A2219합금에 Ni와 Ti를 각각 5%, 15%, 25%씩 첨가한 것으로 600 °C, 20 MPa로 hot pressing하고, 각각 0.6 ks, 1.2 ks, 1.8 ks 유지하면서 소결하였다.

그림 4는 각 시편의 비커스 경도를 나타낸다. 그림 4에서의 비커스 경도에 있어서는 A2219-5Ti-5Ni

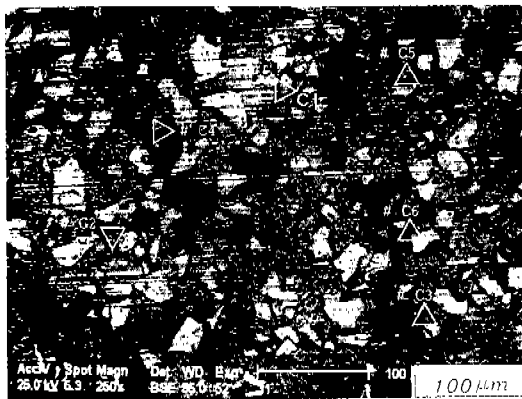
조성의 시편이 가장 낮은 값을, A2219-25Ti-25Ni 조성이 가장 높게 나타났다. 이것은 기지내에 첨가된 Ni와 Ti의 영향으로 사료되며 이들은 Al과 반응해서 TiAl계 및 NiAl계와 같은 금속간 화합물을 형성¹⁾하기 때문에 첨가량이 증가할수록 경도가 높아지는 경향을 갖게 된다. 여기서 TiAl 화합물은 35~60 wt%의 조성 영역에서 생성되고, 강도는 600°C까지는 450 MPa를 유지하며, 단결정에서는 온도에 대한 역의존성을 나타낸다. 또한 경도도 180~200 HV의 높은 값을 갖고 있다고 알려져 있다. 그리고 Ti₃Al도 거의 같은 경도 특성을 갖고 있으며 TiAl₃ 또한 Al량이 많은 만큼 경도가 크다고 보고되어 있다.¹⁾ 또한 이들 Ti₃Al, TiAl₃, TiAl은 고경도이며 고인성인 재료를 연삭할 때 일어나는 로딩(loading)

현상을 경감시켜 주는 저응축 에너지를 갖고 있다²⁾고 알려져 있기 때문에 첨가의 영향은 크다고 할 수 있다. 한편 Ni₃Al도 강도의 역온도 의존성을 갖고 용제재(결정입도 약 30 μm, 0.002 mass%O, 0.003 mass%C)는 300 HV의 높은 값을 갖는 것으로 보고 되어 있다.³⁾

그림 5에 Ti와 Ni조성의 증가에 따른 생성된 금속간 화합물의 증가를 나타내었다. 그림 5는 back scattered electron으로 촬영한 SEM사진으로 상대적으로 밝게 보이는 부분이 원자 번호가 큰 원소의 구성으로 이루어져 있고 어둡게 보이는 부분은 원자 번호가 작은 원소의 구성이다. 그림 5(a)는 A2219-5Ti-5Ni 조성으로 0.6 ks 동안 소결한 시편으로 Al,



(a)



(b)

Fig. 5. SEM micrographs of intermetallic compounds formed in the specimen (a) A2219-5Ti-5Ni, (b) A2219-25Ti-25Ni sintered during 0.6 ks.

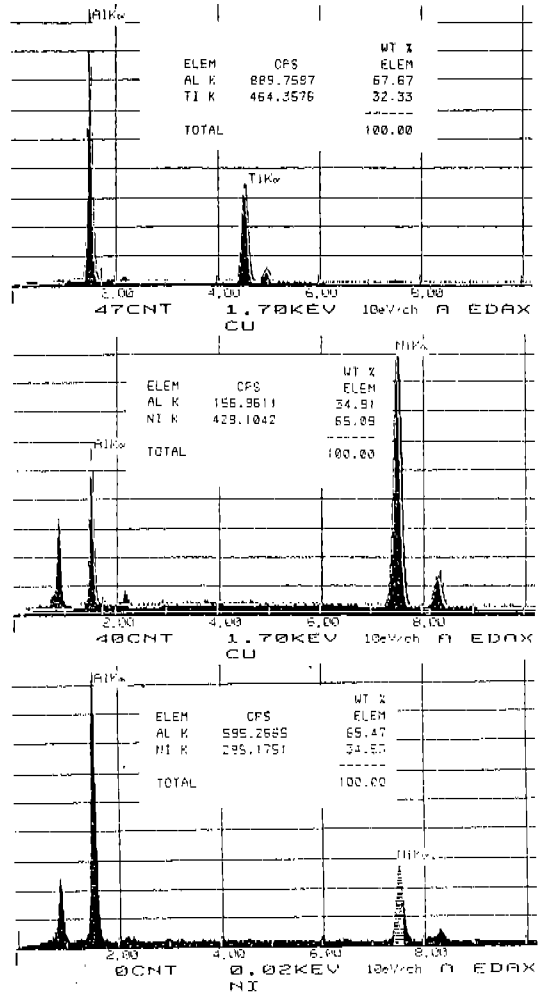
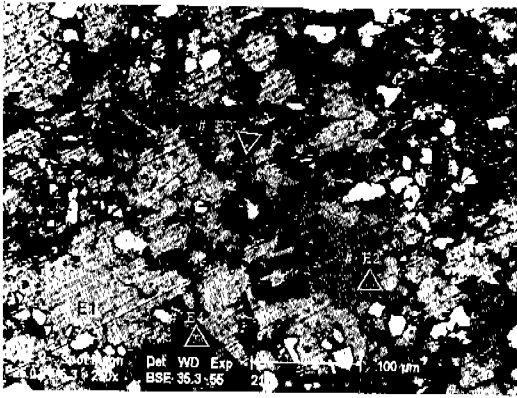
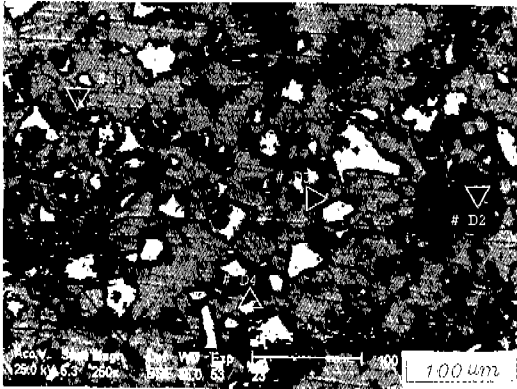


Fig. 6. EDS analysis of each particles (A₁, B₄ and C₄).



(a)



(b)

Fig. 7. SEM micrographs of intermetallic compounds formed in the specimen A2219-15Ti-15Ni sintered during (a) 0.6 ks and (b) 1.8 ks.

A2, A3, A4 및 A5는 $NiAl_3$, A6는 $TiAl_2$ 임을 A1점을 분석한 그림 6의 EDS분석으로 알 수 있었다. 또한 그림 5(b)는 A2219-25Ti-25Ni조성으로 0.6 ks 동안 소결한 시편으로 C1과 C2는 $NiAl_3$, C3는 $TiAl + Ti_3Al$, C4는 $TiAl_3$, 그리고 C5와 C6는 $NiAl_3$ 임을 역시 C4를 분석한 그림 6의 EDS로 분석하여 알 수 있었다.

그림 5에서 밝게 보이는 부분은 Ti와 Ni의 첨가량이 증가함에 따라 금속간 화합물의 생성량은 증가한 것으로 이러한 현상은 결국 시편의 경도를 약 2배에 가깝게 증가시켰다.

그러나 그림 4에서와 같이 조성율 A2219-25Ti-25Ni으로 하고 소결시간을 0.6 ks에서 1.8 ks로 증가시킨 경우의 경도는 소폭 상승하며 소결 시간의 증가에

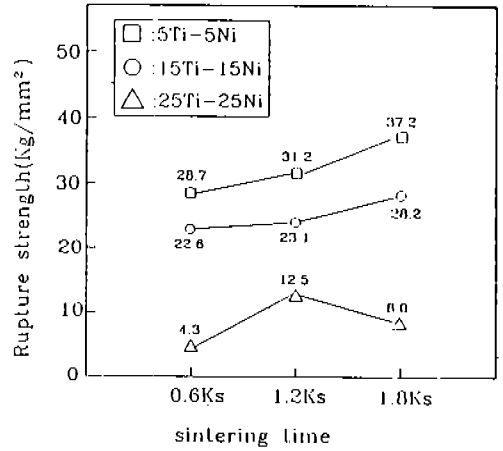


Fig. 8. Variation of the rupture strength with increasing the composition of Ti and Ni and the sintering time.

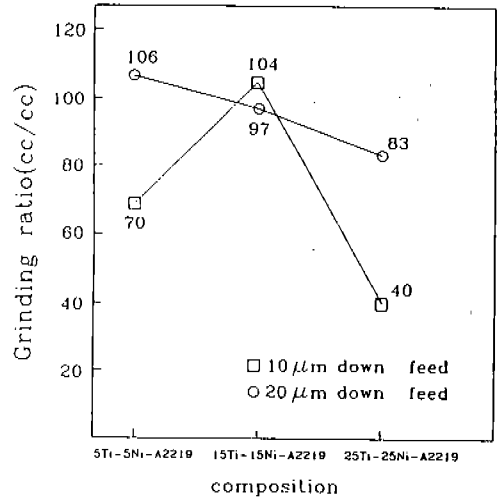


Fig. 9. Variatin of grinding ratio with increasing the composition of Ti and Ni and the sintering time.

따른 경도 증가의 기여도는 낮았다.

그림 7에 금속간 화합물의 생성 정도를 소결 시간별로 SEM사진으로 나타내고 EDS로 분석한 결과를 나타내었다. 그림 7에서도 $NiAl_3$ 와 $TiAl_3$ 가 생성되었음을 알 수 있었으나 소결 시간의 변화에 따른 생성량은 크게 증가하지 않았다.

한편 각 조성별, 소결 시간별 항절력값을 알아본 결과를 그림 8에 나타내었다. 조성이 A2219-5Ti-5Ni과 A2219-15Ti-15Ni인 시편에서는 경도의 경우와

같이 Ti와 Ni의 증가에 따라 항절력값은 상승하였지만 A2219-25Ti-25Ni의 시편은 아주 낮은 항절력 값을 나타내었다. 이것은 알루미늄아이드들이 600°C 이하에서는 제한된 연성을 갖는다는 보고⁷⁾와도 일치하는 현상이었다. 따라서 다량의 알루미늄아이드의 생성은 오히려 과도한 상온 취성을 갖게 하여 항절력 값을 극도로 떨어지게 하는 원인이 되었다.

이러한 시편의 제특성의 확인을 한 후 실제로 다이아몬드휠을 제작하여 Al_2O_3 를 연삭한 결과를 그림 9에 나타내었는데 우선 각 조성에서 0.6 ks 동안 소결한 휠을 절입량 10 μm 과 20 μm 의 조건으로 연삭하였다. 그림 9에서 보면 10 μm 의 절입으로 연삭한 경우는 A2219-15Ti-15Ni의 조성의 휠로 연삭한 것이 가장 높은 연삭비율, A2219-25Ti-25Ni의 조성의 휠로 연삭한 것이 A2219-15Ti-15Ni의 휠의 경우보다 약 40%의 낮은 값을 나타내었다. 이것은 항절력에서 가장 낮은 값을 보인 A2219-25Ti-25Ni조성의 휠이 아주 취성이 강했기 때문에 10 μm 의 경절입의 경우에는 연삭에 의한 마찰 열이 극히 적게 발생하여 다이아몬드 주위의 기지는 상온 취성에 의해 다이아몬드 입자의 탈락이 쉬워졌기 때문에 추찰된다. 그러나 20 μm 의 절입의 경우에는 A2219-25Ti-25Ni의 조성의 휠이 100% 이상 연삭비가 증가하였다. 이것은 2배나 증가한 연삭 절입량에 의해 연삭열이 상승하고 고온의 상태에서 다이아몬드 주위의 취성은 감소하여 다이아몬드의 탈락이 현저히

감소하였기 때문에 사료된다.

이러한 결과를 종합적으로 분석해 보면 연삭 절입량에 관계없이 10 μm 과 20 μm 의 모든 경우에서 비교적 일정한 연삭비를 나타낸 A2219-15Ti-15Ni의 조성의 휠이 실용 가능성을 나타내었기 때문에, 소결 시간을 1.8 ks로 증가시킨 휠과 연삭 시험을 비교한 결과를 그림 10에 나타내었다. 1.8 ks 동안 소결한 휠의 경우가 평균적으로 약 8%의 연삭비 상승을 나타내었다. 이러한 소폭 상승은 소결 시간 증가에 따라 다이아몬드 주위에 코팅된 니켈의 확산이 증가하고 이들은 Al기지와 반응하여 니켈 알루미늄아이드층을 형성하여 기지내에 더욱 강고히 지지되기 때문이 아닌가 추찰된다. 이것은 그림 11의 니켈 코팅 다이아몬드주변의 기지의 SEM사진으로부터

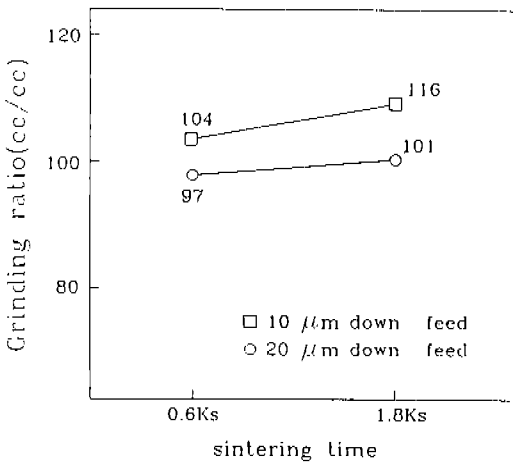
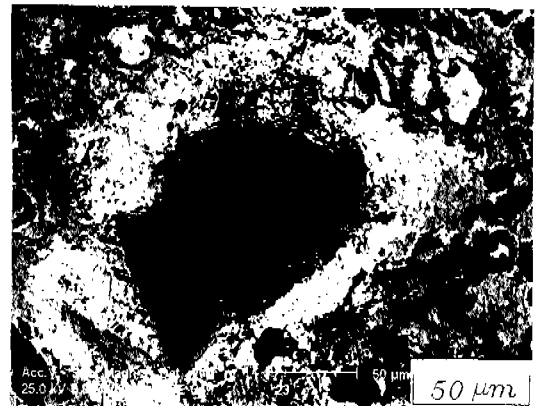


Fig. 10. Variation of grinding ratio with increasing the sintering time at the composition of A2219-15Ti-15 Ni.



(a)



(b)

Fig. 11. SEM micrographs of the Ni coated diamond surrounded with A2219 matrix sintered during (a) 0.6 ks and (b) 1.8 ks at 600°C.

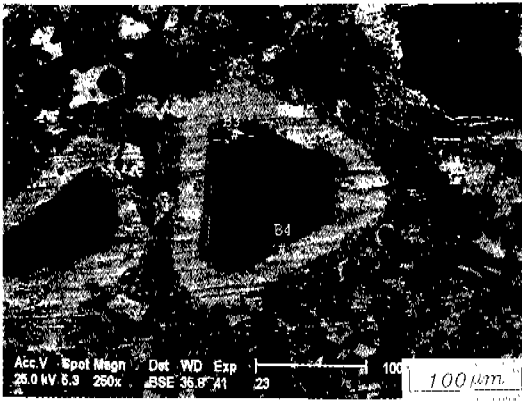


Fig. 12. SEM micrograph of the Nickel Aluminides layer formed on the Ni coated diamond (B₁ and B₂ are NiAl₃+Ni₂Al₃, B₃ is Ni₃Al and B₄ is NiAl).

인정된다. 즉 0.6 ks와 1.8 ks에서 각각 소결한 시편의 다이아몬드 주위의 니켈 알루미늄아이드층이 소결 시간이 증가함에 따라 그 확산층이 증가하고 또한 그림 12는 기지내에 포함되어 있는 다이아몬드의 니켈 코팅층에 형성된 니켈 알루미늄아이드층을 EDS로 분석한 것으로 비교적 넓은 영역에 걸쳐 니켈 알루미늄아이드층이 형성되고 있음을 알 수 있다. 따라서 다이아몬드 주위의 니켈 알루미늄아이드의 확산층은 연삭시 발생하는 연삭열에 의한 기지내에서의 분드 열화를 방지해서 다이아몬드 탈락을 적절히 조절해주는 기능을 갖기 때문에, 이 확산층은 다이아몬드 휠에 있어서 필요한 조직의 일부가 아닌가 사료된다.

4. 결 론

내열 Al합금인 2219를 기지로 하고 여기에 Ni과 Ti을 각각 5%, 15%, 25%씩 첨가하여, 소결 시간을 각각 0.6 ks, 1.2 ks, 1.8 ks으로 해서 각 시편의 제 특성을 알아보고 이들을 다이아몬드휠용 결합체로

이용하여 세라믹스인 Al₂O₃를 연삭한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 600°C에서 소결한 A2219-25Ti-25Ni조성의 휠은 비커스 경도가 기타 조성의 것보다 높았지만 항절력에서 훨씬 낮은 값을 보였는데, 이것은 파잉의 NiAl₃, Ni₃Al, NiAl와 TiAl, Ti₃Al, TiAl₃의 생성에 의해 상온 취성이 커졌기 때문이다.

2) A2219 합금을 기지로 하는 다이아몬드휠의 Al₂O₃의 연삭 시험에 있어서는 A2219-15Ti-15Ni 조성을 갖는 결합체가 상대적으로 높은 연삭비를 나타내었다. 이것은 Ti와 Ni 첨가량이 다른 조성보다 적절하여 기지내에 생성된 NiAl₃, Ni₃Al, NiAl과 TiAl, Ti₃Al, TiAl₃의 응착 내마모 효과가 일어났기 때문이다.

3) A2219-15Ti-15Ni 조성의 휠은 소결 시간이 0.6 ks에서 1.8 ks로 증가되었을 때 연삭비가 평균적으로 8% 정도 상승하였다. 이것은 다이아몬드 주위에 코팅된 Ni이 Al과 확산층을 이루어 NiAl₃, Ni₃Al, NiAl을 형성하여 기지내에서 강고히 지지되고 내열성이 있어 연삭시 연삭열에 의한 다이아몬드의 탈락을 방지해 주었기 때문으로 추찰된다.

참 고 문 헌

1. 杉下潤二, 石井正巳, 端則次: 精密工學會誌, **54** (1988) 3
2. 홍순형, 정경현: 한국분말야금학회지, **1**(2) (1994) 159
3. 石丸安彦: 粉末冶金の基礎と應用, 技術書院, 東京 (1993) 263
4. 홍성휘: 비철금속재료, 보성문화사, 서울 (1993) 67
5. 金錫胤, 金政根, 金昌周, 李淳麟譯: 금속조직학, 학문사, 서울 (1993) 537
6. 徳田健二, 林宏爾: 日本金屬學會誌, **57**(7) (1993) 821
7. H. A. Lipsitt, D. Shechtman and R. E. Schafrik: Metallurgical Transactions A, **6A** (1975) 1991