

VC 첨가가 Ti(CN)계 써메트의 미세구조 및 기계적 성질에 미치는 영향

안선용 · 감신후

서울대학교 재료공학부
(1998년 9월 11일 접수)

Effect of VC Addition on the Microstructure & Mechanical Properties of Ti(CN)-based Cermet

Sunyoung Ahn and Shinhoo Kang

School of Materials Science & Engineering, Seoul National University
(Received September 11, 1998)

요 약

Ti(CN)-Ni계 써메트에 VC가 첨가되는 경우 Ti(CN)내 C/N비와 첨가량이 미세구조 변화에 미치는 영향을 고찰하였다. C/N비가 변화함에 따라 Ti(C_{0.3}N_{0.7})-20Ni-20VC계에서 주변조각이 거의 없는 Ti(C_{0.3}N_{0.7}) 입자가 다수 존재하고 적은 고용상이 존재하였는데 이는 Ti(C_{1-x}N_x) 중에서 Ti(C_{0.3}N_{0.7})이 가장 용해성이 작다는 것을 보여주었다. Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni계에 VC 첨가량이 증가하는 경우 Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-25VC계에서 완전 고용상에 가까운 입자들이 관찰되었다. 이것은 1510°C 액상 소결 조건에서 Ti(C_{0.7}N_{0.3})과 VC의 용해속도 비율이 2:1 가깝다는 것을 보여주는 것이다. 또한, 이 연구에서는 압침 방법으로 써메트의 파괴 인성(K_{IC})을 측정하였고, 형성된 균열의 진행 경로를 관찰하여 파괴 양상과 파괴 인성을 관련지었다. Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni 계에서 VC 첨가량 증가와 함께 파괴 인성은 감소하였는데, 이런 결과를 파괴 양상의 변화로 설명하였다.

ABSTRACT

The amount of VC and C/N ratio in Ti(CN) was varied to investigate the effect of VC addition on the microstructural change in Ti(CN)-Ni system. As the amount of VC addition increases in Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni system, a complete solid solution was observed in Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-25VC system. It implies that the ratio of the dissolution rates of Ti(C_{0.7}N_{0.3}) to that of VC is nearly 2:1 at the sintering conditions used in this study. It was found from the experiments that the system composed of the Ti(C_{0.3}N_{0.7}) phase exhibits a rimless structure and relatively small amount of solid solution. That is, among Ti(C_{1-x}N_x) phases the dissolution rate of Ti(C_{0.3}N_{0.7}) is the lowest. Also, fracture toughness(K_{IC}) of the cermet was measured by indentation method. Attentions were paid to crack propagation path to look for a dominant fracture mode and to correlate it with fracture toughness values. The fracture toughness was relatively high with the addition of VC content. But the addition of a large VC content reduced the overall toughness of the cermet. This result is explained with the difference in fracture mode.

Key word : Dissolution rate, Rimless structure, Fracture toughness(K_{IC}), Indentation, Fracture mode

1. 서 론

절삭공구 분야에서 TiC계 써메트는 WC-Co계 초경합금을 대체할 수 있는 효과적인 기본 재료로 1930년대부터 본격적인 연구가 진행되었다.¹⁻³⁾ 그러나, 초기에는 비교적 낮은 인성 때문에 고인성이 요구되어지는 강의 거친 연삭이나 단속 절삭의 사용이 제한되었으며, 단지 강의 마무리 연삭용으로 사용되었다.

1970년대에 이르기까지 써메트에 대한 연구는 제이 혹은 제삼의 탄화물을 첨가하여 기계적 특성, 특히 인성을 높이는 데 주력하게 되었다.⁴⁾ 그 이후에는 전이원소 탄화물과 질화물 그리고 이들의 고용체가 첨가되었고 첨가물들이 써메트의 기능적 특성에 미치는 영향을 연구하기 시작하였다. 이런 과정에서 TiC-TiN 혹은 Ti(CN)을 바탕으로 하는 써메트가 강도 및 고온 성능에서 향상된 특성을 보였으며 이 계에 대한 관심이 고조되었다.^{5,6)}

써메트계에 제이탄화물로서 VC의 첨가 효과에 대한 연구보고는 미비한 실정이다. Moskowitz⁷⁾는 TiC계 써메트에 VC를 첨가하는 경우 V에 의해 결합상이 고용 강화되어 강도는 증가하나, 소결 중 형성된 미세기공 때문에 항절력과 고온에서의 산화 저항성이 급격히 떨어짐을 밝혔다. 또한 양 준규⁸⁾ 등의 실험에서 Ti(C_{0.7}N_{0.3})-Ni-20w/oMo₂C계에 VC를 첨가하는 경우 경도 증가 및 내마모성을 향상시킬 수 있음을 보였다. 또한 WC-Co계에서 2.5 w/o미만의 VC 첨가되는 경우 입성장 억제와 결합상의 고용 강화 효과를 보이지만, 그 이상의 첨가는 취성을 증가시켜 기계적 성질을 저하시킨다고 보고되어있다.⁹⁾

본 연구에서는 앞의 연구 내용을 바탕으로 Ti(CN)-Ni계 써메트에 제이탄화물로서 VC가 첨가되는 경우 미세구조 변화 및 물성에 미치는 영향에 대하여 고찰하고자 한다. 먼저 액상 생성 전후의 상의 변화를 관찰하기 위해서 XRD 실험을 행하였다. Ti(CN)-Ni계 써메트에 제이탄화물로서 VC가 첨가되는 경우 첨가량 및 Ti(CN)내 C/N 비에 따른 미세구조 변화를 관찰하고 해석하였다. 또한 각 계에 대하여 비커스 압침¹⁰⁻¹²⁾방법으로 파괴 인성(K_{IC})을 평가하였으며, 압침에 의해 형성된 균열 진행에 의한 파괴 양상을 해석하고, 측정된 파괴 인성과의 연관성을 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험은 일반적인 분말 야금 공정으로 행하였다. 실험에 사용한 분말 특성 및 시편의 조성은 각각 Table 1과 Table 2에 나타난 바와 같다. 분말을 측량한 후 아세톤을 용매로 WC 불과 같이 분쇄 용기에서 24시간 혼합하였다. 혼합된 슬러리는 12 시간 건조하여 용집체에 의한 소결성 저하를 막기 위해 120 mesh(<125 μm)체로 체가름하였다. 체가름된 분말은 100 MPa의 압력으로 disc 형태로 성형한 후 상용 써메트의 소결온도 범위인 1510°C에서 1시간 동안 소결 하였다. 소결시의 진공도는 대략 8×10^{-5} torr였다.

먼저 액상 생성 전후에 반응에 의한 상의 변화를 관찰

Table 1. Characteristics of Powders

	Particle size(μm)	Manufacturer
TiC	3~5	Kennametal
Ti(C _{0.7} N _{0.3})	"	"
Ti(C _{0.5} N _{0.5})	"	"
Ti(C _{0.3} N _{0.7})	"	"
TiN	"	"
VC	4~5	Korloy Co.
Ni	1.7	Novamet

Table 2. The Compositions of Various Specimens (wt.%)

	TiC	Ti(C _{0.7} N _{0.3})	Ti(C _{0.5} N _{0.5})	Ti(C _{0.3} N _{0.7})	TiN	VC	Ni
1	60	-	-	-	-	20	20
2	-	60	-	-	-	"	"
3	-	-	60	-	-	"	"
4	-	-	-	60	-	"	"
5	-	-	-	-	60	"	"
6	-	75	-	-	-	5	"
7	-	70	-	-	-	10	"
8	-	65	-	-	-	15	"
9	-	55	-	-	-	25	"
10	-	50	-	-	-	30	"
11	-	40	-	-	-	40	"

하고 반응 양상을 예측하기 위해서 XRD 분석이 행해졌다. 소결된 시편은 미세구조 관찰을 위해서 표면을 0.5 mm 거칠게 연마하여 잘라내고 6 μm과 1 μm 다이아몬드 슬러리를 돌려주면서 각 자동 연마기에서 각각 30분씩 미세 연마하였다. 미세구조는 원자량의 차이에 따라 명암 차이가 나타나는 SEM/BSE 모드로 관찰하였다. 또한, 비커스 압침 방법으로 파괴 인성(K_{IC})을 측정하였다. 표면부의 잔류 응력을 최소화하기 위해 시편의 표면부를 미세 연마한 후 표면에 비커스 indenter로 압흔을 내고 압흔 주위에 형성된 방사선 균열의 크기와 압흔 지름을 현미경을 통하여 측정하였다. 이때 가해진 하중은 10 kg이고 하중이 가해진 시간은 15초로 하였다. 측정상의 오류를 줄이기 위해서 각 시료에 대하여 5번씩의 압침을 한 후 평균값을 취하여 파괴 인성을 평가하였다. 주요한 균열 전파 및 파괴 양상을 알아보기 위해 압흔 주위에 형성된 방사선 균열을 SEM/BSE 모드로 관찰하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1. 액상 생성 전후에서의 상의 변화

액상 생성 전에 Ti(CN)과 VC의 반응성을 알아보기 위해서 50m/oTi(CN)-50m/oVC계를 1300°C에서 30분 고상 소결 후 XRD 분석을 행하였다. Fig. 1(a)는 소결 전 Fig. 1(b)는 소결 후의 피크 변화를 각각 보여주고 있다. 소결 후 Ti(CN)의 (111)가 감소하고 VC의 주요 피크가 갈라지고 넓어졌으며, 2θ가 41°인 부근에 새로운 피크가 생성되었음을 알 수 있다. 이런 피크의 변화는 Ti가 VC 격자로 확산해 들어와 VC의 격자를 변형시킨 것에 기인한 것으로 해석할 수 있다. 또한 새로 생성된 피크는 격자 상수가 증가한 피크로 Ti가 V를 치환하여 형성된 V rich-(Ti,V)(CN) 고용상으로 여겨진다. 따라

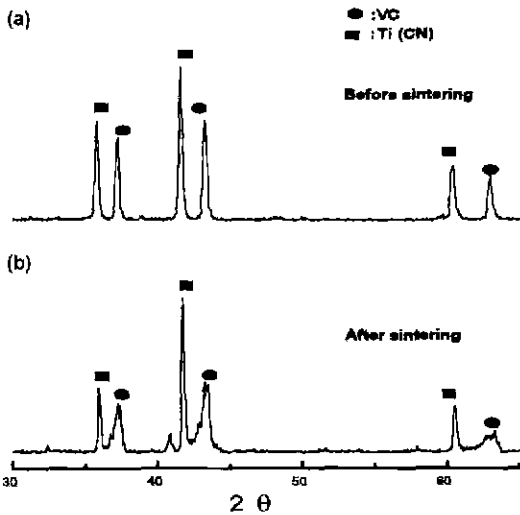


Fig. 1. XRD Analysis for solid state reaction between Ti(CN) and VC sintered at 1300°C for 30 min.

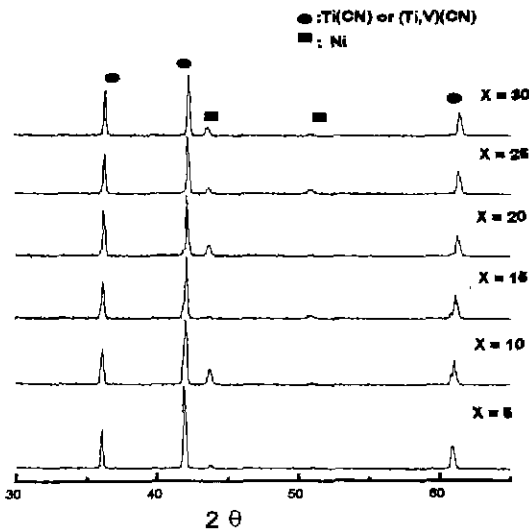


Fig. 2. XRD Analysis of Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-xVC (in wt%) system sintered at 1510°C for 1 hr.

서 앞의 결과로부터 Ti(CN)-VC간에는 액상 소결 전의 고상 소결 단계에서 반응이 활발히 일어나고, 고상 반응의 형태는 Ti가 VC 격자로 확산하는 것이 주요한 반응 기구임을 알 수 있다.

액상이 생성된 후 Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-xVC계에서 VC첨가량에 따른 상의 변화를 관찰하기 위해서 1510°C에서 1시간 소결한 후 XRD 분석을 행하였다. Fig. 2에서 볼 수 있듯이 각 계에서 관찰된 피크는 Ti(CN) 혹은 고용상 (Ti,V)(CN)과 결합상 Ni 이었으며, 제이탄화물로 첨가

된 VC 피크는 나타나지 않았다. 즉 VC가 Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni계에 30 wt%이하 첨가되는 경우 모두 용해되고 잔류하는 VC는 존재하지 않음을 알 수 있다. 이것으로부터 VC가 Ti(CN)-Ni계에 첨가되는 경우 다른 탄화물에 비해 액상 내에 용해가 잘 일어나며, 이로 인해서 고용상 (Ti,V)(CN)의 형성이 용이한 것으로 여겨진다. 또한 고상반응으로 일어났던 V rich-(Ti,V)(CN)의 형성 효과는 Ti(CN)-Ni-VC계에서 전혀 나타나지 않았다.

3.2. C/N비에 따른 미세구조 변화

Fig. 3은 Ti(C_{1-x}N_x)-20Ni-20VC인 조성에서 Ti(CN) 내의 C/N비에 따른 미세구조 변화를 나타낸다. 미세구조는 원자량에 따라 명암차이가 구분되는 SEM/BSE 모드로 관찰한 것으로 경질상인 TiC, Ti(CN)이나 Ti(CN) 고용상은 어둡게 나타나며 결합상인 니켈은 상대적으로 원자량이 커서 밝게 보인다. 또한 경질상은 core/rim 구조로 형성된 유심구조를 갖는데 core는 용해되지 않고 남아있는 Ti(CN) 입자이며 rim은 용해·재석출에 의해 형성된 (Ti,V)(CN) 고용상이다. Fig. 3(a)는 다른 계와 비교하여 TiC 중심부를 갖는 입자가 매우 크게 입성장했음을 보여준다. 이러한 입성장 경향은 HfC, NbC, TaC 등^{13,14)}을 제이탄화물로 첨가할 경우에도 동일하게 나타났다. 이는 TiC의 높은 용해성에 의해 물질이동 및 고용체 형성이 다른 Ti(CN)계보다 활발하기 때문으로 사료된다. Ti(CN)내의 질소 함량이 증가할 때 나타나는 미세구조 변화를 Fig. 3의 (b), (c), (d) 그리고 (e)가 각각 보여 주고 있다. 질소 함량의 증가는 입자 분포와 구성의 변화를 보여준다. 즉, Fig. 3(b)에서는 유심구조를 갖는 입자와 고용상 (Ti,V)(CN)만으로 구성된 입자가 공존하였으나, Fig. 3(c)는 유심구조를 갖는 입자 중에서 주변조직이 얇아진 입자와 고용상 입자가 존재하였다. 그러나, Fig. 3(d)는 주변조직이 거의 없는 검은색의 Ti(CN) 입자와 옅은색의 고용상 입자가 분리되어 나타나 있다.

이런 입자 모양의 변화는 Ti(C_{1-x}N_x)간의 용해성 정도의 차이로 설명할 수 있다. 상기한 TiC와 같이 액상 내에서 각 구성 원소로의 용해성이 큰 물질은 물질이동이 용이하므로 재석출하여 성장되는 속도도 그만큼 빨라서 큰 입성장을 보인다. 그러나, 질소가 TiC내에 존재하게 되는 경우 이러한 용해 경향이 크게 달라져 Ti(CN)의 용해성이 저하되는 것으로 나타났다. 특별히 질소 함량의 변화가 있는 경우 x<0.7 까지 유심구조의 주변조직이 얇아지고 x=0.7에서 주변조직이 거의 없는 미세구조를 보이며, 다시 x=1에서 유심구조를 나타내는 것은 Ti(C_{1-x}N_x)-VC-Ni계에서 Ti(C_{1-x}N_x) 탄화물 중 용해성이 가장 작은 화합물은 Ti(C_{0.3}N_{0.7})임을 보여주는

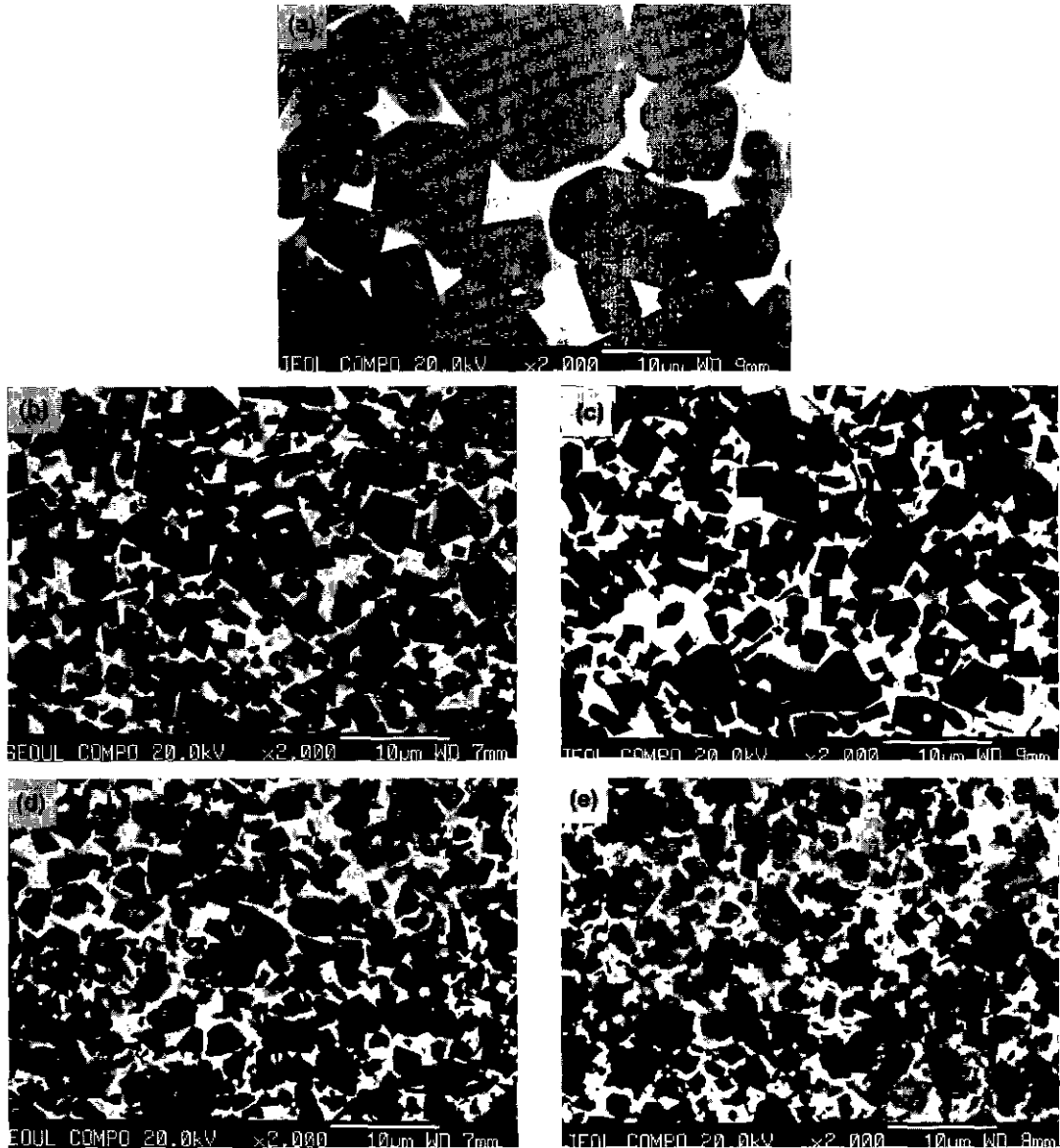


Fig. 3. SEM/BSE Micrographs of $Ti(C_{1-x}N_x)$ -20Ni-20VC(in wt.%) system sintered at 1510°C for 1 hr. (a) TiC, (b) $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$, (c) $Ti(C_{0.5}N_{0.5})$, (d) $Ti(C_{0.3}N_{0.7})$ and (e) TiN

것이다. 상안정성의 비교를 위한 열역학적 계산에 의하면 $Ti(C_{0.3}N_{0.7})$ 이 가장 안정하다고 밝혀져 있으므로 이 연구에서 보여진 용해성은 고용체 Ti(CN)의 온도 변화에 따른 열역학적 안정성과 밀접한 관계가 있음을 보여준다.¹⁵⁾ 따라서, $Ti(C_{0.3}N_{0.7})$ 은 1510°C에서 열역학적 안정성에 의해 적은 용해성을 가지기 때문에 미세구조에서 $Ti(C_{0.3}N_{0.7})$ 입자가 다수로 보이게되며 고용상은 적게 존재하는 것으로 해석된다.

이런 결과는 $Ti(C_{1-x}N_x)$ -Ni계에 NbC나 Mo_2C 가 첨가

되는 경우 가장 용해성이 작은 화합물이 $Ti(C_{0.5}N_{0.5})$ 로 관찰한 Qi Feng¹⁴⁾이나 Fukuhara¹⁶⁾ 등의 연구 결과와는 차이가 있다. I. J. Jung¹⁵⁾ 등의 열역학적 계산에 의하면 $Ti(C_{0.3}N_{0.7})$ 이 다른 $Ti(C_{1-x}N_x)$ 고용체보다 에너지적으로 가장 안정하나 $Ti(C_{0.5}N_{0.5})$ 등과는 그 차이가 1~2 KJ/mole 정도이므로 이와 같은 관찰이 가능한 것으로 사료된다. 또한 이 결과로 미루어 $Ti(C_{1-x}N_x)$ -Ni계에 세이탄화물이 첨가되는 경우 $Ti(C_{1-x}N_x)$ 의 용해성의 정도는 첨가된 탄화물의 종류에 따라서 차이가 나타난다고

추정할 수 있으나 좀더 면밀한 조사가 필요하다. TiN-VC-Ni계에서는 Fig. 3(e)에서 나타난 바와 같이 다시 유심구조를 갖는 미세구조를 보였다. 입성장의 정도에 있어서는 다른 계들에 비해 작은 것으로 나타났는데 이는 Qi Feng,¹¹⁾ 문석기¹³⁾ 등의 TiN-NbC-Ni, TiN-HfC-Ni과는 현격히 다른 현상으로 보여진다. 동일한 크기의 TiN 분말이 사용되었으므로 VC가 다른 NbC나 HfC보다 질소와의 친화력이 약한 것으로 해석될 수 있다.

3.3. VC 첨가량에 따른 미세구조 변화

Fig. 4는 VC 첨가량 변화에 따른 $Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-xVC$ 계의 미세구조 변화를 나타낸 것이다. Fig. 4(a)에서 처럼 VC가 소량 첨가된 경우 썩메트의 전형적인 미세구조인 유심구조를 보인다. 이는 용해된 VC와 Ti(CN)이 고용체로 주변조직을 형성하며 VC가 완전용해된 것으로 보여진다. (Ti,V)(CN)이 주변조직으로 형성되는 것은 (Ti,V)(CN)이 액상니켈 내에서 가지는 표면에너지가 core인 Ti(CN) 표면에너지보다 낮음으로 일어나는 현상이다. 이는 대부분의 제이탄화물을 첨가하는 경우에 관찰되었으며 액상 내에 존재하는 고상의 표면 에너지를 상대적으로 비교할 수 있는 방법으로 사용될 수 있다.

Fig. 4(b)에서는 25 wt%VC가 첨가된 경우에 유심구조를 갖는 입자는 거의 없고 고용상 입자가 주로 분포하고 있다. VC의 첨가량이 증가하면서 (Ti,V)(CN) 고용상이 하나의 입자로 성장하며, $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ 중심부를 갖는 입자수가 줄어든 것이다. Fig. 4(c)에서는 40 wt%가 첨가되는 경우 $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ 과 VC가 완전 고용상을 이루어서 고용상 입자만이 관찰된다. VC의 첨가량이 증가함에 따라 (Ti,V)(CN) 고용상이 증가하고, $Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-25VC$ 계에서 완전 고용상에 가까운 입자들이 관찰되는 것과 Ti(CN)/VC조성비가 대략 2/1인 것으로 미루어 1510°C, 1시간의 액상 소결 조건에서 $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ 과 VC는 용해성 비율이 2:1에 가까운 것을 알 수 있다. 또한, 이들의 미세구조에서 입자들의 형상이 VC첨가량에 영향을 받지 않고 동일하게 각진 형상을 유지하고 있는 것에 비추어 VC의 첨가량이 액상과 고용체와의 표면 에너지에 미치는 영향이 크지 않음을 알 수 있다.

3.4. VC 첨가량에 따른 K_{IC} 값과 균열 거동

VC 첨가량에 따른 파괴인성의 변화 및 균열 거동을 관찰하기 위해서 비커스 압입 방법을 사용하였다. 파괴인성은 형성된 균열의 모양을 Palmqvist 균열로 간주하여 $K_{IC} = 0.889 \times \sqrt{H_V W} (MPa\text{m}^{1/2})$ 식을 적용하였다.^{10,12)} 앞 식에서 H_V 와 W 는 각각 강도와 Palmqvist 인성($= \frac{P}{4c}$, c

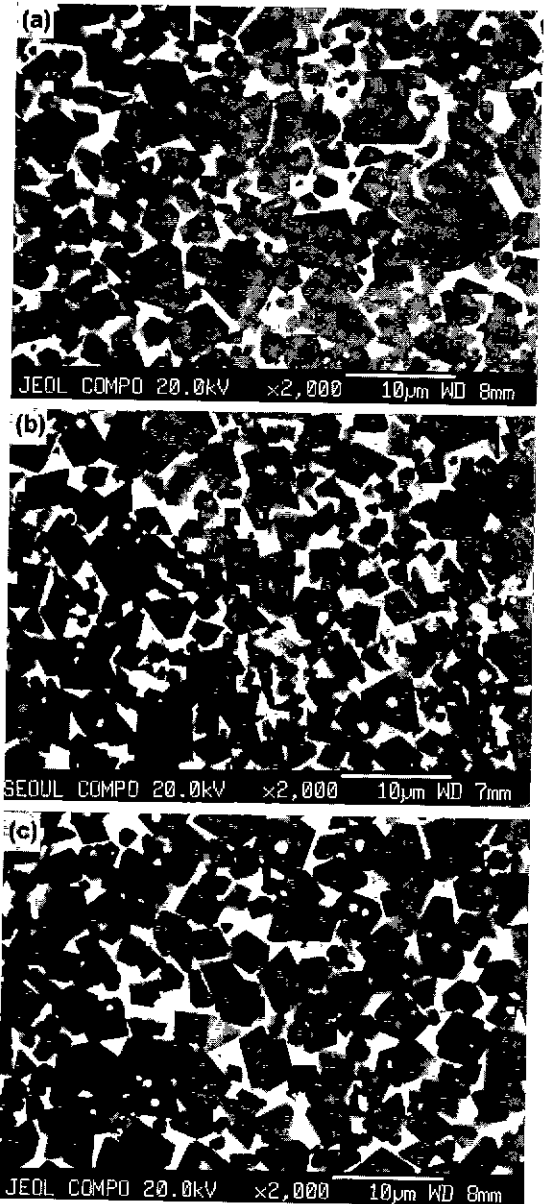


Fig. 4. SEM/BSE Micrographs of $Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-xVC$ (in wt%) system sintered at 1510°C for 1 hr. (a) $x=10$. (b) $x=25$ and (c) $x=40$

:평균 균열 길이)을 나타낸다. Fig. 5(a)는 $Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-xVC$ 계에서 VC 첨가량에 따른 균열 길이 변화를 보여주고 있다. 대체적으로 VC의 첨가량이 증가함에 따라 균열 길이(C1:수평 길이, C2:수직 길이)가 증가하는 경향을 보이고 있다. 그러므로 균열전파의 저항 요소를 의미하는 파괴 인성은 Fig. 5(b)처럼 VC 첨가량 증가와 함께 감소하였다.

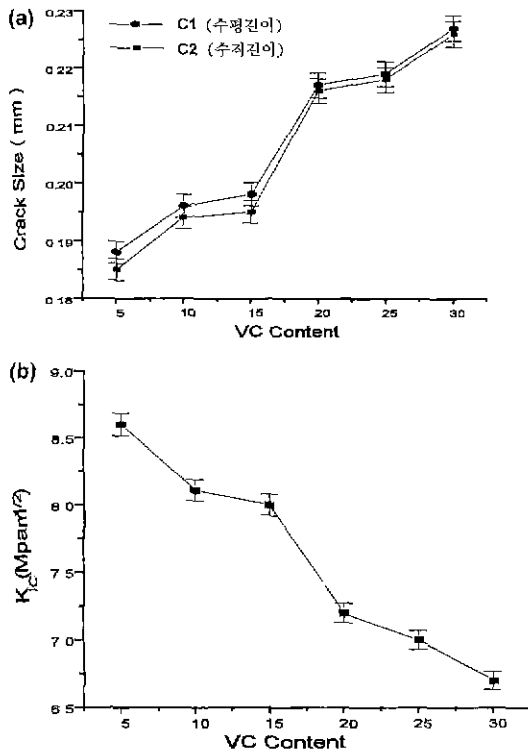


Fig. 5. (a) Crack size change(mm), (b) Fracture toughness(K_{IC}) as VC contents in $\text{Ti}(\text{C}_{0.7}\text{N}_{0.3})\text{-}20\text{Ni-xVC}$ (in wt%) system sintered at 1510°C for 1 hr.

VC 첨가량에 따른 파괴 인성의 변화를 균열 전파 경로, 즉 파괴 양상과 관련짓기 위해서 SEM으로 균열 전파 경로를 분석하였다. Fig. 6(a)와 (b)에서 볼 수 있듯이 VC가 소량 첨가된 경우 균열은 입계 파괴를 일으키며 진행하고, VC가 증가하면서 점차적으로 입내 파괴가 주된 균열 전파 경로로 나타나게 된다. 따라서 VC 첨가량의 변화에 따라 균열 길이가 변하는 것은 파괴 양상의 변화 때문에 일어나는 것으로 생각된다. 이처럼 다른 파괴 양상을 갖는 원인은 첫째, 첨가량에 따라 결합상과 고용상 (Ti,V)(CN)간의 결합력 차이로 설명할 수 있다. 즉 VC가 소량 첨가된 경우에 결합상과 고용상 간에 결합력이 약해서 균열은 두 상의 경계인 입계를 따라 진행되는 것으로 여겨지며, VC가 다량 첨가되는 경우에는 결합상과 고용상의 결합력이 커져서 균열은 입내 파괴를 일으키며 진행되는 것으로 생각된다. 두 번째로 고려할 수 있는 원인은 V 증가에 따른 (Ti,V)(CN) 고용상 자체의 취성 증가이다. 즉, 취성이 증가된 고용상이 파괴 경로가 되어 입자 파괴를 일으키는 것으로 여겨진다. 이 두 원인이 VC가 증가하면서 지배적인 파괴 양상을

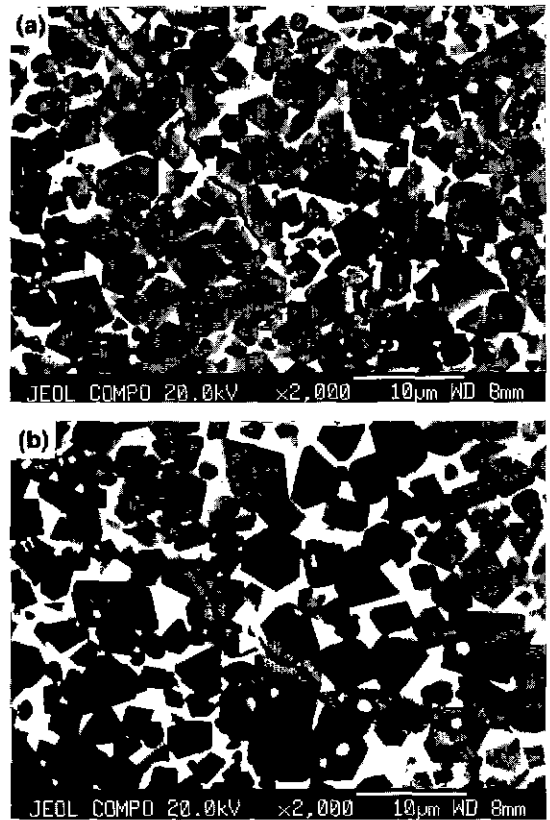


Fig. 6. SEM/BSE Micrographs of crack propagation mode in $(x-80)\text{Ti}(\text{C}_{0.7}\text{N}_{0.3})\text{-}20\text{Ni-xVC}$ (in wt%) system sintered at 1510°C for 1 hr (a) $x=10$ (Intergranular) and (b) $x=30$ (Transgranular).

입자 파괴로 변화시키는 것으로 생각할 수 있다.

4. 결 론

본 연구로부터 고찰한 결과를 다음과 같이 요약할 수 있다.

액상이 개재되지 않은 고상 소결에서 $\text{Ti}(\text{CN})$ 과 VC간에는 고상 반응이 활발히 일어나고, 고상 반응의 주요한 반응 기구는 Ti의 VC격자로의 내부 확산이다. 다른 계와 미세구조를 비교해 볼 때 $\text{Ti}(\text{C}_{0.3}\text{N}_{0.7})\text{-}20\text{Ni-}20\text{VC}$ 계에서 주변조직이 거의 없는 $\text{Ti}(\text{C}_{0.3}\text{N}_{0.7})$ 입자가 다수 존재하고 적은 고용상이 존재하였다. 이는 여러 $\text{Ti}(\text{C}_{1-x}\text{N}_x)$ 중에서 열역학적으로 안정할 뿐만 아니라 제이탄화물 VC가 첨가되었을 때 $\text{Ti}(\text{C}_{0.3}\text{N}_{0.7})$ 가 용해성이 가장 작기 때문이라 생각된다.

$\text{Ti}(\text{C}_{0.7}\text{N}_{0.3})\text{-}20\text{Ni}$ 계에 VC가 첨가되는 경우에 첨가량에 따라 다른 미세구조 변화를 보였다. 즉, 소량 첨가된 경우

유심구조를 보였고, 첨가량이 증가하면서 고용상이 하나의 입자로 성장하였다. 특히 $Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-25VC$ 계에서 완전 고용상에 가까운 입자들이 관찰되는데 이것은 $1510^{\circ}C$, 1시간의 액상 소결 조건에서 $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ 과 VC의 평균 용해성 비율이 2:1에 가깝다고 해석할 수 있다.

$Ti(C_{0.7}N_{0.3})-20Ni-xVC$ 계에서 VC의 첨가량이 증가함에 따라 파괴 인성은 감소하게 된다. 이런 파괴 인성의 변화는 파괴 양상의 차이를 유발하는 결합상과 입자간의 결합력 및 V 증가에 따른 $(Ti,V)(CN)$ 고용상 자체의 취성 증가로 설명할 수 있다.

감사의 글

본 연구는 1997년도 교육부 신소재분야 연구지원 (Ministry of Education Research Fund for Advanced Materials in 1997)에 이루어진 것으로 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. D. Moskowitz and M. Humenik, Jr., "Cemented Titanium Carbide Cutting Tools," *Mod. Dev. in PM*, **3**, 83-94 (1966).
2. S. Zhang, "Titanium Carbonitride-based Cermet: Processes and properties," *Mat. Sci. and Eng.*, **A163**, 141-148 (1993).
3. P. Eitmayr, "The Story of Cermet," *Pow. Metall. Int.*, **21**, 37-38 (1989).
4. D.J. Miller and J.A. Pask, "Liquid-Phase Sintering of TiC-Ni Composites," *J. Am. Cer. Soc.*, **66**(12), 841-846 (1983).
5. P. Eitmayr et al, "Ti(C,N) Cermets-Metallurgy & Properties," *Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials*, **13**, 343-351 (1996).
6. M. Ehira and A. Egami, "Mechanical Properties and Microstructure of Submicro Cermets," *Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials*, **13**, 313-319 (1996).
7. D. Moskowitz, "Cemented Titanium Carbonitrides: Effects of Carbon-to-Nitrogen Ratio and Temperature," *Mat. Sci. and Eng.*, **A105/106**, 265-268 (1988).
8. 양준규, "다성분 Ti(C,N)계 써메트의 미세조직과 기계적 성질," 박사학위논문 (1994)
9. R. Kieffer, W. Mader, H. Nowotny and P. Eitmayr, "The Pseudoquaternary System WC-TaC-TiC-VC and VC Containing Cemented Carbide," *Int. J. of Pow. Metall. & Pow. Thec.*, **13**(1), 41-49 (1977).
10. D.K. Shetty, I.G. Wright, P.N. Mincer and A.H. Clauer, "Indentation Fracture WC-Co Cermets," *J. Mat. Sci.*, **20**, 1873-1882 (1985).
11. D. Han and J.J. Mecholsky, "Fracture Analysis of Cobalt-Bonded Tungsten Carbide Composite," *J. Mat. Sci.*, **25**, 4949-4956 (1990).
12. B.R. Lawn and T.R. Wilshaw, "Indentation Fracture: Principles and Application," *J. Mat. Sci.*, **10**, 1049-1081 (1975).
13. Qi Feng and S. Kang, "A Study on Microstructure Change in Ti(CN)-NbC-Ni Cermet System," *Mat. Sci. Eng. A* in print (1998).
14. 문석기, "Ti(CN)-Ni 계에 HfC첨가가 미세구조에 미치는 영향," 석사학위논문 (1997).
15. I.J. Jung, S. Kang, S. H. Jhi and J. Ihm, "A Study on the Ti(CN) Formation and its Hardness," Submitted to *Acta Mater.* (1988).
16. M.Fukuhara and H.Mitani, "Effect of Nitrogen Content on Grain Growth in Ti(C,N)-Ni-Mo Sintered Alloy," *Powd. Met. Int.*, **14**(4), 196-200 (1982).