

VC의 첨가에 따른 Fe-TiC계의 미세조직변화

채 기 웅

호서대학교 재료공학과
(1998년 12월 18일 접수)

Effect of VC Addition on the Microstructural Evolution of Fe-TiC Cermet

Ki-Woong Chae

Department of Materials Engineering, Hoseo University, Asan 337-850, Korea
(Received December 18, 1998)

초 록

Fe-TiC계에 VC를 첨가하여 그에 따른 미세조직의 변화를 관찰하였다. Fe-TiC에서 관찰되는 액상-고상계면의 화학적 불안정현상은 VC의 첨가에 따라 다양한 변화를 보였다. 1wt%의 VC 첨가의 경우 계면불안정 현상은 매우 심해져 음방향의 곡률을 가지는 불안정한 계면이 한 입자내에서 각진모습에서 둥근형태로 변화하며 활발히 생성되었고, 10wt%의 VC첨가에 의해서는 불균일한 분포의 입자들로 구성된 초기의 미세조직이 조대한 TiC 입자가 2-3 μm 의 작은 입자로 재결정되고, 기지상에 균일하게 분산됨으로써 매우 균일한 입자크기의 미세조직으로 변화하였다. 아울러, 확산구동재결정에 의한 입자의 미세화와 균일화는 파괴강도를 증진시켰다.

ABSTRACT

The effect of VC addition on the microstructural evolution of Fe-TiC cermet has been investigated. The microstructures of the Fe-TiC varied with the amount of VC addition. The addition of 1wt% VC enhanced the instability of liquid-solid interface; the dissolving interface showed round shape instead of faceted one, which was ascribed to the increase of lattice mismatch between TiC and solid-solution carbide. In the specimen with 10wt% VC, the new set of solid-solution carbide grains of uniform and small size was formed inside coarse TiC particles by diffusion induced recrystallization (DIR). With increasing the heat-treatment time, fine recrystallized grains were dispersed homogeneously in the matrix and resulted in the increase in fracture strength.

Key words : *Instability of solid-liquid interface, Vanadium carbide, Diffusion induced recrystallization (DIR)*

1. 서 론

절삭공구나 내마모용 소재로 널리 이용되고 있는 TiC계 서멧은 인성이 뛰어난 결합금속상에 높은 경도의 TiC를 분산시킨 복합재료로 이들중, Fe-TiC계는 열처리가 가능하며 기계가공이 용이한 장점을 가지고 있어 앞으로 응용이 기대된다.¹⁾ 이러한 서멧의 물성은 미세조직에 크게 영향을 받게 되는데, 전형적인 Fe-TiC계의 미세조직에서는 다른 서멧과 구별되는 고리모양의 입자나 C-모양의, 음방향 곡률로 고상이 액상과 접촉되는, 미세조직이 관찰된다. 이러한 미세조직은 입성장과 더불어 표면에너지 감소를 위해 액상-고상의 계면을 최소화

화하는 일반적인 액상소결과는 다른 현상으로, TiC와 확산에 의해 생성되는 (Ti,Fe)C상간의 격자상수차이에 기인한 정합변형에너지가 미세조직 변화의 원인이 밝혀진 바 있다.²⁾ 한편, 정합변형에너지에 의한 미세조직의 변화에는 액상-고상의 계면불안정현상, 입계이동현상, 그리고, 모상과는 전혀 다른 조성과 방향성을 갖는 새로운 입자가 생성되는 확산구동재결정현상등이 있다.^{2,12)} 이들 현상의 차이는 구동력의 크기에 따른 것인데, 특히, 확산구동재결정은 새로운 조성의 작은 입자가 생성되는 특징으로 인해 물성변화에 응용 가능하리라 예측되고 있다.¹⁰⁾ 그러나, 이들 현상에 의한 물성의 변화에 관련된 연구는 거의 이루어지지 못하였으며, 현상학적인 고찰을

동한 물성 예측에 머물러 있다.^{6,7,11)}

따라서, 본 연구에서는 Fe-TiC계를 모델로 하여 VC를 첨가하여, 첨가량에 따른 미세조직의 변화를 관찰하고, 이들 미세조직의 변화가 물성에 미치는 영향을 직접적인 실험을 통해 평가해 보고자 하였다. 특히, 불균일한 크기의 원료분말을 사용하는 모델실험을 통해 정합 변형에너지에 기인한 이들 미세조직의 변화현상을 균일한 미세조직을 구현하는데 적용하고자 하였다.

2. 실험방법

시편의 제조는 액상용침법에 의했다. 골격체(skeleton)와 용침체(infiltrant)를 각각 제조한 후, 골격체위에 용침체를 올려 놓고 용침하는 방법으로 기공이 거의 존재하지 않는 치밀한 소결체를 얻을 수 있었다. 원료분말은 Kennametal 사의 TiC와 ISP(U.K.)사의 Fe, 그리고 Hermann C. Starck 사의 VC분말을 사용하였다. TiC는 평균입자 크기가 25 μm 의 큰 것을 사용하였는데, 2-3 μm 에서부터 30-40 μm 의 다양한 크기의 입자가 함께 존재하였고, Fe와 VC 분말의 평균입자크기는 각각 5 μm 와 1-2 μm 였다.

용침체의 조성은 무게비로 98Fe-2TiC이고, 골격체는 90(TiC-VC)-10Fe로, TiC:VC의 비를 100:0, 88:12, 그리고 80:20으로 변화시켜 용침 후 최종 시편의 조성이 60TiC-40Fe, 60TiC-39Fe-1VC, 그리고 60TiC-30Fe-10VC가 되도록 하였다. 분말혼합은 아세톤을 분산매로 3-5분간 유리막대로 저어 주는 방법을 이용하여, 혼합중 일어날 수 있는 조대한 TiC입자의 분체를 방지하였다. 그리고, 2 wt%의 wax를 첨가하여 골격체 성형을 용이하게 하였다. 용침체에는 Fe 중량의 1 wt%에 해당하는 탄소를 첨가하여 액상형성 온도를 낮추어 용침이 잘 일어나도록 하였다. 습식혼합된 분말을 건조시킨 후 유리막대를 이용하여 다시 한번 2-3분간 저어 주는 건식혼합을 행하였다.

혼합된 분말은 직경 10 mm의 원통형 금형에서 3 MPa의 압력으로 성형체로 제조하였으며, 0.1 torr의 진공을 유지하는 진공소결로에서 15°C/min의 승온속도로 1450°C에서 0분부터 30분까지 소결을 행하고 로냉하였다. 여기서, 0분 소결이란 소결온도에 도달하는 순간 전원을 차단하여 로냉시킨 것을 의미한다. 소결된 시편들을 절단하고 다이아몬드 분말로 연마하여 Murakami용액(H₂O:K₃Fe(CN)₆:NaOH=10:1:1)으로 10초간 부식시켜 광학현미경으로 미세조직을 관찰하고, X-선 분석실험으로 새로 생성된 상의 격자상수를 측정하였다. 한편, 기계적 물성의 측정을 위해 앞서와 동일한 용침법을 통해 최종 시편의 크기가 3×4×35 mm가 되도록 시

편을 제조하고, 인장응력을 받는 면은 3 μm 의 다이아몬드 분말로 연마하고, 안쪽이 10 mm 이고 바깥쪽이 30 mm인 4점 방식을 이용하여 파괴강도를 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 VC가 첨가되지 않은 60TiC-40Fe 시편을 1450°C에서 (a) 0 시간과 (b) 30분 열처리하여 얻은 미세조직이다. 원료분말로 사용된 조대한 TiC입자(질은 회색)와 기지상인 밝은 색의 Fe를 쉽게 구분할 수 있다. (a)의 0 시간 열처리한 시편에서 원료분말로 사용된 TiC분말의 특성을 파악할 수 있는데, 30 μm 이상의 큰 입자와 더불어 약 2-4 μm 의 작은 입자들도 관찰되고 있다. TiC입자는 부식에 의해서도 어떠한 입계도 관찰되지 않아 열처리전에는 단결정 상태임을 알 수 있으며, 기공이 거의 관찰되지 않아 용침법에 의해 효과적으로 치밀화가 일어났음을 알 수 있다. 이러한 미세조직은 액상소결의 전형적인 모습으로 열처리 시간을 증가시키면

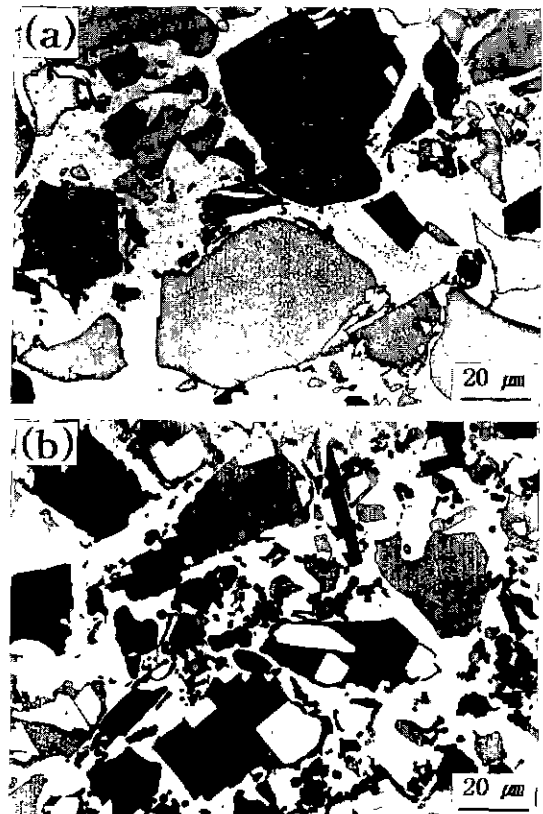


Fig. 1. Microstructures of the 60TiC-40Fe specimens obtained by infiltration for (a) 0 min and (b) 30 min at 1450°C.

액상을 통한 물질이동으로 계면에너지를 최소화하기 위해 입자성장이 일어난다. 그런데, (b)의 30분 열처리한 시편에서는 TiC 입자가 이와는 전혀 다른 변화를 보이고 있다. 조대한 TiC 입자의 일부분이 액상에 용해되어 음방향 곡률의 계면을 형성하고, 그에 따라 계면에너지가 오히려 대폭 증가하였다.

한편, Fig. 2는 1 wt%의 VC를 첨가하여 Fig. 1과 동

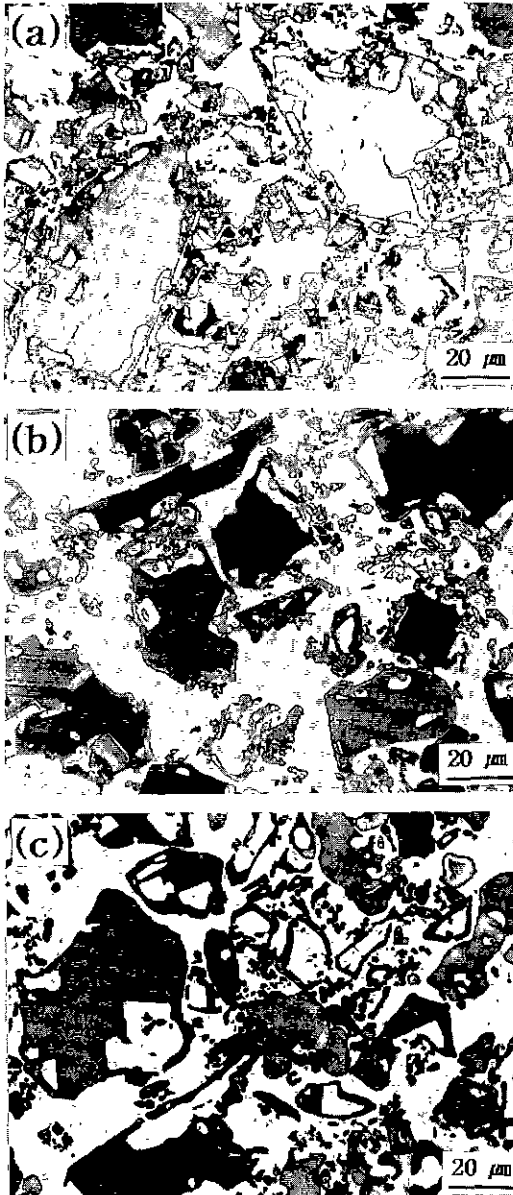


Fig. 2. Microstructures of the 60TiC-39Fe-1VC specimens obtained by infiltration for: (a) 0 min, (b) 5 min and (c) 30 min at 1450°C.

일한 조건인 1450°C에서 (a) 0시간, (b) 5분, 그리고 (c) 30분간 열처리하여 얻은 미세조직이다. 전반적으로 Fig. 1의 미세조직과 유사한 변화를 보이고 있으나, 앞서와 비교하여 VC의 첨가로 TiC 입자의 모양변화가 매우 빠르게 진행되고 있음을 알 수 있다. (a)의 0 시간의 경우 매우 짧은 열처리시간임에도 불구하고 이미 액상-고상의 계면에서는 불안정현상이 관찰되고 있다. 특히, 액상-고상계면의 불안정현상의 정도가 심해서, VC가 첨가되지 않은 시편은 대부분 TiC 입자내의 한방향 계면에서는 각진 모양으로 입자와 평행하게 고상이 녹아 액상으로 대체되거나 각진 고립액상을 형성하고 있는 반면, VC를 첨가한 경우는 TiC 한 입자내에서도 여러영역에서 반응이 한꺼번에 진행되고 다소 둥근양상으로 고상이 녹고 있다. 즉, VC의 첨가는 고상이 녹아 입자가 변화하는 속도를 빠르게 진행시키고, 입자의 전체적 양상을 각진 모습에서 둥근형태로 전이시키고 있음을 알 수 있다.

Fig. 1에서 관찰되는 미세조직의 변화현상은 TiC입자와, Fe가 고용되어 형성하는 (Ti,Fe)C 복합탄화물상간의 격자상수차이에 기인한 정합변형에너지에 의해 일어나는 것으로 밝혀진 바 있다.²⁾ 정합변형에너지에 의해 Fig. 1(b)에서의 액상-고상의 계면불안정현상은 특정계면에서 특정면을 가지는 각진 모습으로 일어나게 된다. 즉, 정합변형에너지는 TiC와 같은 입방정계에서 그 크기가 $E_c = Y(n)\delta^2$ 으로 표현된다.¹²⁾ 이때, Y(n)는 방향에 따라 다른 값을 갖는 elastic modulus이며, δ 는 정합변형(coherency strain)으로 모상의 격자상수가 a_0 이고 확산층의 격자상수가 a 일때, $\delta = (a_0 - a)/a_0$ 로 나타내어진다. 식에서 알 수 있듯이 정합변형에너지는 모상과 확산층간의 격자상수차가 크거나 Y의 값이 큰 경우에 커지게 되는데, 어느 일정한 크기만큼 유지되던 정합변형에너지는 전위를 생성하여 소멸된다. 한편, TiC에서 보고된¹³⁾ 상온에서의 elastic constant를 이용하여 Y의 값을 구하면 $\langle 100 \rangle$ 방향에서 5.62×10^9 N/m으로 최대가 되며 $\langle 111 \rangle$ 방향에서 5.35×10^9 N/m로 최소가 된다. 따라서, 동일 환경 속에서도 $\langle 100 \rangle$ 방향에서 정합변형에너지는 최대가 되고 이를 소멸하기 위한 전위의 생성반응이 가장 먼저 일어나게 된다. 따라서, TiC 한입자에서 전위의 생성으로 정합변형에너지가 소멸된 계면과 아직 정합변형에너지가 존재하는 계면간의 물질이동으로 액상-고상 계면불안정 현상이 일어나게 된다. TiC 입자표면에서 음방향 곡률을 보이지 않는, 즉, 원래의 입자형태를 유지하고 있는 부분은 새롭게 형성된 복합탄화물상이 존재하는 곳으로 이곳은 이미 전위가 생성되어 정합변형에너지가 소멸된 곳으로 생각할 수 있다.

한편, Fig. 2에서는 한방향의 계면에서 동시에 많은

계면불안정현상이 일어나고 그 양상도 곡선의 형태로 변화하는데, 이는 정합변형에너지의 증가로 설명되어질 수 있다. 즉, 정합변형에너지의 증가에 의한 물질이동의 속도(용해)가 계면에너지의 이방적 특성에 의해 결정되는 평형상태를 능가함으로써 관찰되는 계면이 평형상태를 보여주지 못하게 되는 것이다.¹⁴⁾ 또한나와 가능한 TiC는 탄소의 함량에 따라 각진 형상에서 둥근

형상의 다양한 모습을 보이는데, 특히, VC는 천이금속과 함께 고용될 때 둥근형상의 평형상태를 갖는다.¹⁵⁾ 따라서, VC의 첨가에 의한 새롭게 생성되는 고용상이 등방성의 특성에 갖게되어 둥근형상에 가깝게 변화하는 것으로도 이해할 수 있다. 정합변형에너지가 앞서의 액상-고상 계면불안정현상의 구동력임을 입증해 주는 또 다른 증거로는 미세조직에서 부분적으로 관찰되는 입계 이동현상이다. 이러한 입계이동현상은 그 구동력이 정합변형에너지임이 잘 밝혀져 있다.¹⁶⁻¹⁸⁾ 열처리 시간을 증가시키면 액상-고상 계면의 불안정현상은 더욱 진행이 되어 (c)의 30분 열처리한 시편에서는 입자의 내부까지 용해되어 입자의 외곽형태만이 존재하는 입자들도 관찰되고 있다.

Fig. 3는 VC의 첨가량을 대폭 증가시켜 10 wt% 첨가한 경우로 앞서와는 전혀 다른 미세조직변화를 보이고 있다. (a)는 0시간 열처리한 것으로 조대한 TiC입자가 음방향 곡률의 불안정한 계면을 형성하는 것이 아니라, 액상-고상 계면에서 1 μm 내외의 작은 입자들을 만들고 있다. 그리고, TiC 입자내부로는 예칭정도가 다른 새로운 상이 균일한 두께를 유지하며 생성되고 있는데, 이 새로운 반응층은 원래의 TiC 입자와는 다른 새로운 입계를 가지는 작은 입자들로 이루어져 있다. 입자 중심부에는 검은 색으로 예칭된 초기의 TiC 단결정 모습을 그대로 유지하는 영역도 관찰되고 있다. 이러한 미세조직의 특징은 $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ 계⁸⁾와 TiC-Cr₃C²⁰⁾계에서 관찰되어진 전형적인 확산구동 재결정의 미세조직과 동일한 것이다.

일정크기 이하의 작은 입자들은 0시간의 열처리에 의해서도 이미 입자 내부까지 모두 쪼개어져 약 1-2 μm 의 작은 입자들로 변했으며, 그에 따라 초기 원료 분말이 가졌던 비율을 훨씬 넘는 많은 양의 작은 입자들이 미세조직상에 관찰되고 있다. 열처리 시간이 진행됨에 따라 작은 입자의 생성현상은 더욱 촉진되어 (b)의 5분 열처리한 미세조직에서는 초기의 TiC 단결정을 보였던 부분들은 모두 재결정화되었으며, 재결정화된 입자들은 액상의 기지상으로 흩어지고 있다. 작은 입자들이 모여 있는 모습에서 작은 입자들로 생성되기 이전의 초기 단결정이었던 조대한 TiC 입자크기를 짐작할 수 있을 뿐이다. 아울러, 순수한 TiC 입자영역은 더 이상 관찰되지 않는다. (c)의 30분 열처리한 시편에서는 매우 균일한 2-3 μm 의 고상입자들만이 관찰되고 있어, 초기 평균입경이 25 μm 의 조대한 TiC 입자를 원료분말로 사용한 흔적을 찾을 수 없으며, 매우 균일한 미세조직을 보이고 있다. 즉, 조대한 TiC 입자는 10 wt%의 VC 첨가에 의해 입자의 계면으로부터 확산구동재결정이 일어나고, 생성된 새로운 작은 입자들은 액상에 의해 분리되어 기

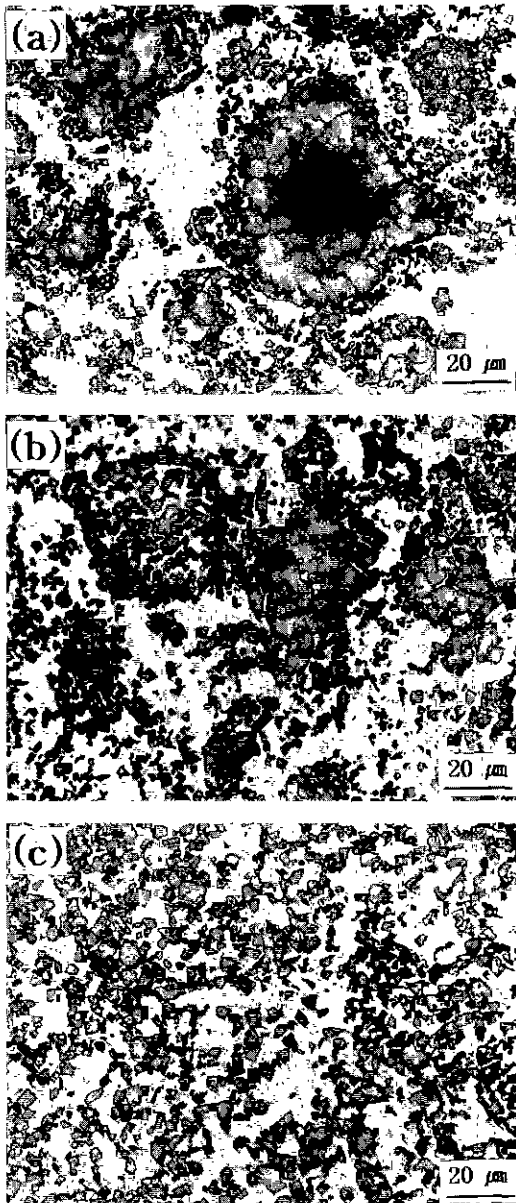


Fig. 3. Microstructures of the 60TiC-30Fe-10VC specimens obtained by infiltration for (a) 0 min, (b) 5 min and (c) 30 min at 1450°C.

지상으로 균일하게 흩어져 최종적으로 매우 균일한 미세조직이 만들어졌다.

화학적 불안정에 의한 계면현상은 그 구동력의 크기에 따라 다양한 모습의 미세조직을 보이게 된다. Fe-TiC계의 경우 Fe의 확산에 의해 생성되는 (Ti,Fe)C 복합탄화물상은 순수한 TiC의 격자상수보다 작은 값을 갖게 되고, 이들간의 격자상수의 차이는 정합변형에너지를 유발하여 계면불안정현상을 일으켰다.²⁾ 이때, 새로운 조성에 의한 격자상수의 변화는 매우 작아서 x-선 분석에 의해서는 구별할 수 없었다. 한편, 1 wt%의 VC의 첨가는 TiC 모상과 새로 생성되는 (Ti,Fe,V)C간의 격자상수 차이를 더욱 크게하고,¹⁶⁾ 정합변형에너지를 증가시켜, 그에 따라 좀더 복잡하고 빠른 계면불안정현상을 일으킨다. 이후 10 wt%의 VC의 첨가는 새로 생성되는 복합탄화물의 격자상수값을 더욱더 작게 만들고 정합변형에너지를 증가시켜, 앞서와는 다르게 재결정을 위한 임계이상의 전위를 만들게 되어, 이들 전위의 재배열과 소멸로 확산구동재결정이 일어나게 된다. 그리고, 새로이 생성된 작은 재결정립들은 액상에 의해 분리되어 기지상에 균일하게 분산되어 최종의 미세하고 균일한 미세조직을 만들게 된다. 10% VC첨가의 경우 x-선 분석을 통해 정합변형(coherency strain) δ 를 측정된 결과 5.2×10^{-3} 으로 그 크기가 일반적인 확산구동재결정이 일어나는 계^{8,9,11)}의 임계값과 일치하였다.

확산구동재결정에 의한 기계적 물성의 변화를 Fig. 3의 미세조직을 가지는 시편들을 통해 측정하였다. Fig 3의 (a) 시편은 조대한 입자와 함께 2-3 μm 의 작은 입자들이 혼합되어 있는 초기 원료분말의 특성을 그대로 보이는 시편으로 538 MPa의 파괴강도값과 12.7 MPa의 표준편차를 보여 매우 균일한 파괴강도값을 보였다. 재결정이 완료되어 매우 균일한 미세조직을 가지는 (c)의 시편은 파괴강도값을 측정하기 위한 실험중 예상치 못한 문제점을 발견하였다. 즉, 30분 열처리한 몇몇 시편의 표면에서 매우 큰 크기의 불규칙한 형태의 기공들이 관찰되었다. 이런 기공은 용침 초기에는 관찰되지 않았던 것으로 30분의 열처리과정중에 확산구동재결정과 함께 생성된 것이다. 기공은 20-30 μm 의 매우 큰 것으로 원료분말의 표면에 존재하는 불순물에 의한 것으로 판단되나, 아직 명확히 이해되지는 않고 있다. 단지, TiC의 원료분말에 존재하는 잔류탄소와 금속기지재료속의 산소가 소결중 환원반응하여 가스발생으로 기공을 형성하는 것으로 추정된다. 따라서, 이렇게 시편의 표면부에서 기공이 관찰되는 시편을 제외하고 파괴강도값을 측정할 결과, 평균 596 MPa, 표준편차 20.5 MPa로 파괴강도값이 증가하여, 미세조직상의 변화로 예측할 수 있는 결과를 얻을 수 있었다. 한편, 기공이 관찰되는 시편의 경우

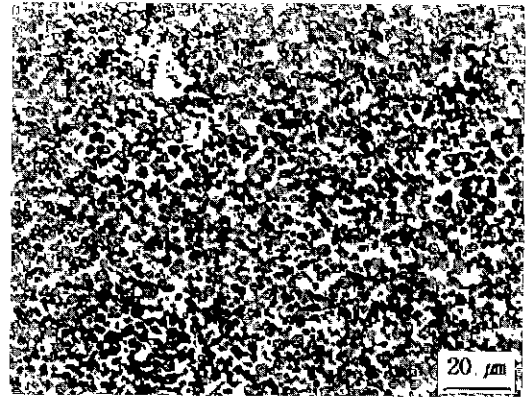


Fig. 4. Microstructure of the 40Fe-60TiC specimen obtained by infiltration for 30 min at 1450°C using fine TiC as starting powder.

450 MPa이하의 매우 낮은 파괴강도값을 보였다. 추후 이러한 기공의 생성에 관한 이해가 이루어지면 확산구동재결정현상에 의한 물성향상이 효과적으로 이루어지리라 생각된다.

Fig. 4는 1-2 μm 크기의 TiC입자를 사용하여 Fig. 3의 시편과 동일한 조성과 방법으로 30분 열처리한 시편의 미세조직이다. Fig. 3-(c)의 미세조직과 거의 동일한 모습을 알 수 있다. 다만, 작은 입자를 사용하는 경우 용침가능한 액상량이 제한을 받아 액상량이 적게 관찰되고 있다. 입자의 평균 크기는 Fig. 4의 미세조직에서 다소 작게 관찰되고 있다. 이는 재결정이 일어나는 시점(Fig. 3-(a))에서는 매우 작은 크기로 재결정립이 생성되나, 재결정이 진행되는 과정에 생성된 재결정립이 빠른 입성장을 보여 재결정 완료후에는 초기 재결정립보다는 다소 큰 크기의 입자를 갖는 것으로 이해된다. 실제로 VC의 첨가는 일반적으로 탄화물계에서 입성장을 촉진하는 것으로 알려져 있다. 만약, Fig. 3의 시편에 더 많은 양의 VC를 첨가하여 구동력을 증가시켜 확산구동재결정 속도를 증가시킨다면 평균입자크기를 Fig. 4의 미세조직과 일치하도록 조절가능하리라 여겨진다. 결국, 불균일한 입자 분포를 가졌던 미세조직이 화학적 불안정현상에 의한 확산구동재결정으로 매우 균일하고 미세한 미세조직으로 조절될 수 있었다. 확산구동재결정 현상을 적절히 이용하면 초기의 매우 불균일한 미세조직을 균일하게, 그리고, 미세한 원료분말을 사용한 것과 유사한 결과를 얻을 수 있음을 알 수 있다.

3. 결 론

Fe-TiC 서멧의 미세조직은 VC의 첨가에 의해 다양한

변화를 보였다. TiC와 새로이 생성되는 복합탄화물상간의 격자상수차이에 의해 일어나는 액상-고상계면의 불안정현상은 소량의 VC의 첨가에 의해 더욱 촉진되었으며, 이는 구동력인 정합변형에너지의 증가에 기인하였다. 10 wt%의 VC를 첨가한 경우 확산구동제결정이 일어났으며 조대한 TiC 입자는 2-3 μm 의 작은 입자로 쪼개어져 액상의 기지상에 균일하게 분산되었다. 따라서, 초기 불균일한 입자분포의 원료분말을 사용한 불균일한 미세조직이, 소결중 확산구동제결정에 의해 균일하고 미세한 새로운 미세조직으로 변화하였으며, 초기 1-2 μm 의 균일한 원료분말을 사용한 것과 거의 동일한 효과를 얻을 수 있었다. 아울러, 미세조직의 균일화에 의해 파괴강도값을 향상시킬 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 1997년 교육부 신소재 분야 학술연구조성비에 의해 연구되었으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. B. K. Lograsso and R. M. German, "Liquid-Phase Sintered TiC-Tool Steel Composites for High Temperature Service," 415-439 in *Progress in powder Metallurgy*, Vol 43 Metal Powder Industries Federation and American Powder Metallurgy Institute, Princeton, NJ, 1987.
2. K. W. Chae, D. I. Chun, D. Y. Kim, Y. J. Baik and K. Y. Eun, "Microstructural Evolution During the Infiltration Treatment of Titanium Carbide-Iron Composite," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(7), 1979-1982 (1990).
3. V. Y. Doo and R. W. Balluffi, "Structural Changes in Single Crystal Copper-Alpha Brass Diffusion Couples," *Acta Metall.*, **6**(6), 428-438 (1958).
4. L. Chongrón and M. Hillert, "A Metallographic Study of Diffusion-Induced Grain Boundary Migration in the Fe-Zn System," *Acta Metall.*, **29**, 1949-1960 (1981).
5. T. A. Parthasarathy and P. G. Shewmon, "Vapor Transport and DIGM in the Ni-Fe System," *Metall. Trans.*, **14A**, 2560 (1983).
6. H. Y. Lee and S. J. L. Kang, "Chemically Induced Grain Boundary Migration and Recrystallization in Al_2O_3 ," *Acta Metall.*, **38**(7), 1307-1312 (1990).
7. J. J. Kim, B. M. Song, D. Y. Kim and D. N. Yoon, "Chemically Induced Grain Boundary Migration and Recrystallization in PLZT Ceramics," *Ceram. Bull.*, **65**(10), 43-45 (1986).
8. J. W. Jeong, D. N. Yoon and D. Y. Kim, "Chemically Induced Instability at Interfaces of Cubic $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ Grains in a Liquid Matrix," *Acta Metall.*, **39**(6), 1275-1279 (1991).
9. K. W. Chae, C. S. Hwang, D. Y. Kim and S. J. Cho, "Diffusion Induced Recrystallization of TiC," *Acta Metall.*, **44**(5), 1793-1799 (1996).
10. 채기웅, "확산구동제결정에 의한 TiC소결체의 기계적 성질변화," 한국요업학회지, **35**(2), 196-200 (1998).
11. Y. J. Baik, Y. H. Park and D. N. Yoon, "Chemically Induced Recrystallization in Mo-Ni-(Cu-Fe) Alloy," *J. Korean Inst. Metals*, **28**(7), 581-589 (1990).
12. D. N. Yoon, "Chemically Induced Interface Migration in Solids," *Annu. Rev. Mater. Sci.*, **19**, 45-58 (1989).
13. J. J. Gilman and B. W. Roberts, "Elastic Constants of TiC and TiB_2 ," *J. Appl. Phys.*, **32**(7), 1405 (1961).
14. S. Sarian and H. W. Weart, "Factors Affecting the Morphology of an Array of Solid Particles in a Liquid Matrix," *Trans. Met. Soc. AIME*, **233**(11), 1990-1994 (1965).
15. R. Warren, "Carbide Grain Shape in Cemented Carbide Alloys of Cubic Refractory Carbides," *J. Inst. Met.*, **100**, 176-181 (1972).
16. J. T. Norton and A. L. Mowry, "Solubility Relationships of the Refractory Monocarbides," *Metals Trans.*, **185**(2), 133-136 (1949).