(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2009-0104414
(43) 공개일자 2009년10월06일

(51) Int. Cl.
B22F 3/12 (2006.01) *B22F 3/00* (2006.01)
(21) 출원번호 10-2008-0029830
(22) 출원일자 2008년03월31일
심사청구일자 2008년03월31일

(71) 출원인
한국기계연구원
대전 유성구 장동 171번지
(72) 발명자
하국현
부산 북구 화명동 대림타운 410-1102
민병준
인천 연수구 연수3동 대우1차아파트 101-201
(74) 대리인
김기문

전체 청구항 수 : 총 11 항

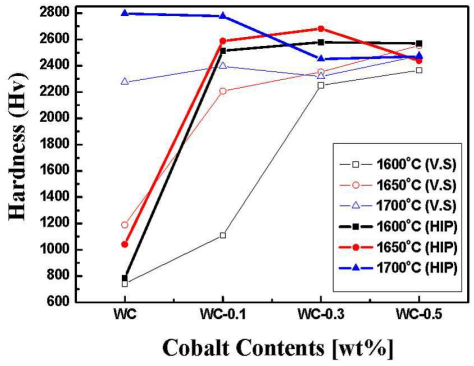
(54) 고밀도 초경합금의 제조방법

(57) 요 약

본 발명은 텅스텐카바이드분말 또는 텅스텐카바이드와 극소량의 금속 혼합분말을 진공소결한 후 열간정수압 성형하여 상대밀도 및 경도가 높아지도록 한 고밀도 초경합금 제조방법에 관한 것이다.

본 발명에 의한 고밀도 초경합금 제조방법은, 초경합금 성형을 위한 재료를 준비하는 재료준비단계(S100)와, 준비된 재료를 혼합하는 재료혼합단계(S200)와, 재료에 압력을 가하여 성형하는 가압성형단계(S300)와, 성형된 성형체 내부에 포함된 성형보조제를 제거하는 탈바인딩단계(S400)와, 탈바인딩된 성형체를 진공 소결하는 진공소결단계(S500)와, 진공소결된 소결체를 열간정수압으로 가압하여 초경합금을 형성하는 열간정수압단계(S600)로 이루어지는 것을 특징으로 한다. 이와 같은 본 발명에 의하면, 초경합금의 대량 생산이 가능한 이점이 있다.

대 표 도 - 도7



Variation of hardness with Co concentration of WC/Co for various sintered temperature after HIP process

특허청구의 범위

청구항 1

초경합금 성형을 위한 재료를 준비하는 재료준비단계(S100)와,

준비된 재료를 혼합하는 재료혼합단계(S200)와,

재료에 압력을 가하여 성형하는 가압성형단계(S300)와,

성형된 성형체 내부에 포함된 성형보조제를 제거하는 탈바인딩단계(S400)와,

탈바인딩된 성형체를 진공 소결하는 진공소결단계(S500)와,

진공소결된 소결체를 열간정수압으로 가압하여 초경합금을 형성하는 열간정수압단계(S600)로 이루어지는 것을 특징으로 하는 고밀도 초경합금의 제조방법.

청구항 2

제 1 항에 있어서, 상기 재료준비단계(S100)에서 재료는,

중량%로 20wt% 이하의 성형보조제와, 0wt%를 초과하고 2.5wt% 이하인 금속 바인드와, 잔부인 텅스텐카바이드분말(WC) 및 기타 불가피한 첨가물을 포함하여 구성됨을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 3

제 1 항에 있어서, 상기 재료준비단계(S100)에서 재료는,

중량%로 20wt% 이하의 성형보조제와, 잔부인 텅스텐카바이드분말(WC) 및 기타 불가피한 첨가물을 포함하여 구성됨을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 4

제 2 항 또는 제 3 항에 있어서, 상기 성형보조제는 유기물결합제인 것을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 5

제 2 항에 있어서, 상기 바인드는 금속 분말인 것을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 6

제 5 항에 있어서, 상기 재료혼합단계(S200)는,

상기 텅스텐카바이드분말 또는 텅스텐카바이드분말 및 금속분말을 혼합하는 과정임을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 7

제 6 항에 있어서, 상기 가압성형단계(S300)는,

상기 금속분말이 혼합된 혼합분말을 성형틀에 장입하여 가압 성형하는 과정임을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 8

제 6 항에 있어서, 상기 가압성형단계(S300)에서는,

압출, 냉간 정수압성형, 단조성형 중 어느 하나로 실시됨을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 9

제 7 항에 있어서, 상기 진공소결단계(S500)는,

1300℃ 내지 1800℃ 온도범위에서 실시됨을 특징으로 하는 초경합금 제조방법.

청구항 10

제 9 항에 있어서, 상기 열간정수압단계(S600)는,

1400℃ 내지 1800℃ 온도 범위에서 실시되는 것을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

청구항 11

제 3 항에 있어서, 상기 초경합금은,

상대밀도가 99% 이상이며, 비커스 경도값은 2,800kgf/mm^2 이상인 것을 특징으로 하는 고밀도 초경합금 제조방법.

명 세 서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

<13> 본 발명은 텅스텐카바이드분말 또는 텅스텐카바이드와 금속 바인더인 극소량의 코발트 혼합분말을 진공소결한 후 열간정수압 성형하여 상대밀도 및 경도가 높아지도록 한 초경합금 제조방법에 관한 것이다.

<14> 일반적으로 텅스텐카바이드(WC)에 코발트(Co), 철(Fe), 니켈(Ni)과 같은 금속 바인더를 혼합한 초경합금은 높은 경도와 내마모성으로 인하여 공구 및 내마모용 소재로 널리 사용되고 있다.

<15> 초경합금의 기계적 특성은 탄화물 입자의 크기 및 조성에 따라 좌우되며 입자의 크기가 미세할수록, 바인더의 양이 줄어들수록 초경합금의 경도는 증가하는 것으로 알려져 있으며, 초경합금의 기계적 특성을 개선하기 위해 많은 연구가 이루어지고 있다.

<16> 최근 고압 노즐과 같은 새로운 기계 부품 및 공구, 금형의 개발로 경도 및 내마모성이 획기적으로 향상된 초고경도 소재의 개발이 요구되고 있으나, 기존 조성의 초경합금이나 제조 방법으로는 초경합금의 경도와 내마모성의 향상에 한계가 있으므로 바인더인 코발트(Co)를 거의 첨가하지 않는 바인더리스 초경합금의 개발이 필요하게 되었다.

<17> 바인더가 포함되지 않은 텅스텐카바이드 초경합금은 액상이 없는 고상 소결만으로 치밀화가 이루어지며, 일반적으로 소결 온도가 1900℃이상의 고온이 요구되는 난 소결성 소재이다.

<18> 최근 에스피에스(SPS:Spark Plasma Sintering)공정을 이용하여 바인더리스 소재를 제조하고 있으나, 소결온도의 증가시에 입자가 성장하여 기계적 특성이 저하되는 문제점이 있으며, 에스피에스(SPS)공정의 문제점인 대량 생산 기술의 미해결로 바인드리스 합금의 상용화에 제한을 받고 있다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

<19> 상기한 바와 같은 문제점을 해결하기 위한 본 발명의 목적은, 텅스텐카바이드분말 또는 텅스텐카바이드와 금속 바인더인 극소량의 코발트 혼합분말을 진공소결한 후 열간정수압(HIP) 성형하여 상대밀도 및 경도가 높아지도록 한 초경합금 제조방법을 제공하는 것에 있다.

<20> 본 발명의 다른 목적은, 대량 생산이 가능하도록 한 초경합금 제조방법을 제공하는 것에 있다.

발명의 구성 및 작용

<21> 본 발명에 의한 고밀도 초경합금 제조방법은, 초경합금 성형을 위한 재료를 준비하는 재료준비단계와, 준비된 재료를 혼합하는 재료혼합단계와, 재료에 압력을 가하여 성형하는 가압성형단계와, 성형된 성형체 내부에 포함된 성형보조제를 제거하는 탈바인딩단계와, 탈바인딩된 성형체를 진공 소결하는 진공소결단계와, 진공소결된 소결체를 열간정수압으로 가압하여 초경합금을 형성하는 열간정수압단계로 이루어지는 것을 특징으로 한다.

<22> 상기 재료준비단계에서 재료는, 중량%로 20wt% 이하의 성형보조제와, 0wt%를 초과하고 2.5wt% 이하인 금속 바인

드와, 잔부인 텅스텐카바이드분말(WC) 및 기타 불가피한 첨가물을 포함하여 구성됨을 특징으로 한다.

<23> 상기 재료준비단계에서 재료는, 중량%로 20wt% 이하의 성형보조제와, 잔부인 텅스텐카바이드분말(WC) 및 기타 불가피한 첨가물을 포함하여 구성됨을 특징으로 한다.

<24> 상기 성형보조제는 유기물결합제인 것을 특징으로 한다.

<25> 상기 바인드는 금속 분말인 것을 특징으로 한다.

<26> 상기 재료혼합단계는, 상기 텅스텐카바이드분말 또는 텅스텐카바이드분말 및 금속분말을 혼합하는 과정임을 특징으로 한다.

<27> 상기 가압성형단계는, 상기 금속분말이 혼합된 혼합분말을 성형틀에 장입하여 가압 성형하거나, 압출, 냉간 정수압성형, 단조성형 중 어느 하나로 실시됨을 특징으로 한다.

<28> 상기 진공소결단계는, 1300℃ 내지 1800℃ 온도범위에서 실시됨을 특징으로 한다.

<29> 상기 열간정수압단계는, 1400℃ 내지 1800℃ 온도 범위에서 실시되는 것을 특징으로 한다.

<30> 상기 초경합금은, 상대밀도가 99% 이상이며, 비커스 경도값은 2,800kgf/mm^2 이상인 것을 특징으로 한다.

<31> 상기와 같이 구성되는 본 발명에 따르면, 상대밀도 및 경도가 높아지며 생산성이 향상되는 이점이 있다.

<32> 이하 첨부된 도 1을 참조하여 본 발명에 의한 초경합금 제조방법을 단계별로 설명하기로 한다.

<33> 도 1에는 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 초경합금의 제조방법을 나타낸 순서도가 도시되어 있다.

<34> 도면과 같이 초경합금을 제조하는 방법은, 초경합금에 포함되는 재료를 준비하는 재료준비단계(S100)와, 준비된 재료를 혼합하는 재료혼합단계(S200)와, 재료에 압력을 가하여 성형하는 가압성형단계(S300)와, 성형된 성형체 내부에 포함된 파라핀을 제거하는 탈바인딩단계(S400)와, 탈바인딩된 성형체를 진공 소결하는 진공소결단계(S500)와, 진공소결된 소결체를 열간정수압으로 가압하는 열간정수압단계(S600)로 이루어진다.

<35> 이하에서는 상기와 같은 단계로 이루어지는 진공 소결공정에 의한 초경합금 제조방법을 도 2 내지 도 8을 토대로 실시예를 들어 상세히 설명하기로 한다.

<36> 본 발명의 실시예에서 도 2에 나타난 사진과 같이 평균입자 200nm 크기의 텅스텐카바이드분말(WC)이 사용되었으며, 바인더로는 극소량(0.1~0.5wt%)의 코발트(Co)가 포함되었다(재료준비단계:S100). 상기 텅스텐카바이드분말(WC)은 비교적 입도 분포는 균일하였으나, 다소 응집된 형태를 보여 주고 있다.

<37> 그리고, 성형 보조제로서는 파라핀을 1wt%첨가하였으며, n-Hexane을 사용하여 상기 텅스텐카바이드 분말과 코발트 분말을 24시간 습식 볼 밀링으로 혼합하였다(재료혼합단계:S200).

<38> 이렇게 혼합되어진 분말을 성형틀에 넣어 2.0 ton/cm^2 의 압력으로 가압함으로써 30㎜ × 10㎜ × 5㎜ 크기의 판형태로 성형하였다(가압성형단계:S300).

<39> 이후 판형태의 성형체는 450℃에서 파라핀 제거를 위한 탈바인딩 처리를 거치게 된다(탈바인딩단계:S400).

<40> 상기 탈바인딩단계(S400) 이후에는 밀도를 치밀하게 하기 위해 진공소결단계(S500)를 실시하게 된다.

<41> 상기 진공소결단계(S500)는 파라핀을 제거한 성형체를 1400℃~1700℃온도에서 1시간 동안 실시하였다. 진공 소결 후 소결체의 치밀도는 도 4와 같으며, 진공 소결 후 치밀화된 초경합금의 상대 밀도는 아르키메데스법으로 측정하였다(도 3의 그래프 참조).

<42> 보다 상세하게 살펴보면, 소결체는 30.0x10.0x5.0 mm^3 크기로 성형되었으며, 도 3은 소결 온도의 변화에 따른 진공 소결 후 상대 밀도를 나타낸 결과로서, 코발트(Co)를 바인더로서 미량 첨가시의 소결체의 밀도에 미치는 영향을 동시에 표시하였다.

<43> 그리고, 소결 온도는 1400℃에서부터 1700℃까지 변화하였으며, 소결 온도가 1400℃부근에서는 전체적으로 치밀화가 거의 일어나지 않았지만, 코발트(Co) 첨가로 코발트(Co) 액상이 텅스텐카바이드(WC) 입자사이를 채워주며 치밀화 되는 효과에 의해 액상량이 상대적으로 많은 0.3wt.%~0.5wt.%의 코발트(Co)를 첨가한 경우에는 1400℃의 소결 온도에서도 진밀도 대비 70%이상의 상대 밀도를 얻을 수 있었다.

<44> 미량의 코발트(Co)를 첨가한 극저바인더 WC/Co초경합금의 경우 낮은 소결온도 구간에서도 바인더가 첨가되지 않은 텅스텐카바이드 초경합금과 비교하여 매우 높은 상대밀도를 가지는데, 소결 온도가 증가함에 따라 전 조성에 걸쳐 치밀화가 촉진되었다.

<45> 그러나 코발트(Co)의 액상량이 거의 없는 0.1wt% 코발트(Co) 이하 시편의 경우 1400℃~1500℃의 소결 구간에서는 치밀화가 거의 이루어 지지 않았으며, 1600℃이상의 소결 온도에서부터 본격적으로 치밀화가 진행하였다.

<46> 또한, 바인더인 코발트(Co)를 0.3wt% 이상 첨가한 경우에는 1400℃부근에서부터 거의 일정한 속도로 치밀화가 진행되었으며, 1600℃의 소결 온도에서 90%이상의 치밀화를 보이고 있다.

<47> 소결 온도가 1700℃인 경우 대부분의 시편에서 상대 밀도가 거의 90%~95%까지 도달하였으며, 코발트(Co)첨가량이 0.3wt%이상에서는 코발트(Co) 첨가량의 영향은 거의 없는 것으로 나타났다.

<48> 코발트(Co)는 소결 온도가 비교적 낮은 1600℃이하의 영역에서도 치밀화에 유효한 영향을 보이고 있으며, 1650℃이상의 고온에서는 진밀도와 비교하여 95%이상의 치밀화에 도달하였다.

<49> 1600℃에서 1700℃의 온도 구간에서 진공 소결한 바인더리스 초경합금 시편의 미세 조직을 비교해보면, 1600℃에서 소결한 시편의 경우 수 ㎛의 기공과 미세한 기공들이 불규칙하게 분포하고 있는 다공체의 형상을 보이고 있으며, 1650℃의 소결 시편의 경우 수 ㎛ 크기의 큰 기공들은 대부분 사라졌으나, 미세한 기공들이 다수 관찰되고 있다.

<50> 1700℃에서 소결한 경우 치밀화가 상당히 진행되어 기공들이 거의 관찰되고 있지 않았으며, 1700℃에서의 소결에서도 입자의 성장은 거의 일어나지 않은 미세하고 균일한 조직을 보여 주고 있다.

<51> 그러나 코발트(Co)를 0.5wt.% 첨가한 WC-Co 초경합금의 경우 코발트(Co)에 의한 소결 특성의 향상으로 치밀화가 상대적으로 용이하게 진행되어 1650℃에서 소결한 경우에도 기공이 거의 없는 미세 조직을 확인할 수 있었으나, 치밀화와 함께 입자의 성장이 동시에 진행되어 텅스텐카바이드(WC) 입자의 크기가 수㎛ 크기의 각형으로 성장된 입자들이 관찰되고 있다.

<52> 그리고, 초경합금의 미세조직과 기계적 특성을 측정하기 위하여 시편을 연마한 후 10kg의 하중으로 비커스 경도를 측정하였다. 도 5에 도시된 바와 같이, 진공 소결한 초경 시편의 경도는 상대 밀도의 경향과 거의 일치하였으며, 초경합금의 일반적 특성인 텅스텐카바이드(WC) 입자의 크기 변화에 대한 경도의 변화보다는 내부 기공의 많고 적음에 따른 경도의 변화가 큰 것을 알 수 있다.

<53> 그러나 코발트(Co)를 0.3wt.%이상 첨가한 경우에는 비교적 높은 경도치를 보이고 있고, 1700℃에서 소결한 경우에 비하여 1650℃에서 소결한 경우 입자 미세화의 영향으로 최고 경도값인 2400kgf/㎟에 까지 도달하였다.

<54> 한편, 액상이 없는 바인더를 포함하지 않는 초경합금과, 코발트 바인더가 극소량 포함된 초경합금의 경우 소결성이 좋지 않아 진공 소결만으로는 고밀도의 초경합금을 제조하는데 어려움이 있다.

<55> 따라서, 본 발명에서는 진공소결단계(S500) 이후에는 소결체 내부의 기공을 제거하여 고밀도의 소결체를 얻기 위한 열간정수압단계(S600:HIP)가 더 실시된다.

<56> 상기 열간정수압단계(S600)에서 소결체는 1600℃에서 1000 Bar의 압력으로 1시간 동안 열간정수압 처리된다.

<57> 상기와 같은 과정에 따라 제조된 초경합금은 앞서 설명한 진공 소결품과 같이 아르키메더스법을 이용하여 밀도를 측정하였고, 각 시편을 연마 후 비커스 경도를 측정하였으며, 진공 소결 및 열간정수압(HIP) 공정에 의한 밀도 및 경도의 변화를 조사하였다.

<58> 보다 상세하게 살펴보면, 도 6과 같이 진공 소결(V.S)만을 한 시편과 진공 소결 후 열간정수압단계를 거친 시편을 비교해 보면 코발트(Co)가 전혀 첨가되지 않은 바인더리스 초경합금과 같이 진공 소결 후 밀도가 75%~80%로 낮은 경우에는 HIP 처리 후에도 밀도의 변화가 없었다.

<59> 그러나, 1700℃의 고온에서 진공 소결하여 열간정수압(HIP) 실시 전의 밀도가 95%에 도달한 시편의 경우에는 열간정수압(HIP)처리의 효과가 뚜렷하여 열간정수압(HIP) 처리 후 밀도가 99%이상까지 증가하였다.(도 6 참조)

<60> 또한, 바인더로서 코발트(Co)가 0.1wt.%첨가된 경우에는 진공 소결 만으로도 밀도가 87%이상에 도달하였으며, 소결 공정 후의 HIP공정을 통하여 밀도의 증가가 확연하여 HIP공정 후 소결체의 밀도는 진밀도에 근접하는 99%이상의 높은 상대 밀도를 보이고 있다.

<61> 도 7에는 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 초경합금의 제조방법에서 열간정수압단계(S600)가 완료시에 코발트 함량에 따른 경도 변화를 나타낸 그래프가 도시되어 있으며, 진공소결단계(S500)까지 완료된 소결품과, 열간정수압단계(S600)까지 완료된 초경합금 각각에 대하여 코발트(Co)의 증가에 따른 비커스 경도 값의 비교하여 나타내었다.

<62> 즉, 금속 코발트(Co) 바인더가 첨가되지 않은 바인드리스 텅스텐카바이드(WC)초경 중에서 1650℃이하에서 1차 소결한 시편의 경우에는 텅스텐카바이드(WC)의 난소결성으로 인하여 고상 소결이 충분히 이루어지지 않아 진공 소결까지만 완료된 시편과 경도값이 비슷한 수준을 나타내고 있다.

<63> 그러나, 1700℃에서 1차 소결한 바인더리스 초경의 경우에는 금속 코발트(Co) 바인더 없이 고상 소결만으로도 소결이 충분히 이루어졌고, 열간정수압단계(S600)이후 치밀화가 더욱 증가하여 최종적으로 2,800kgf/mm^2의 높은 경도 값을 나타내었다.

<64> 또한, 금속 코발트(Co) 바인더를 0.1wt% 첨가한 극저바인더 WC/Co초경합금에 대하여 1600℃, 1650℃에서 1차 진공 소결한 초경합금의 경우 코발트(Co) 액상의 존재와 정수압 가압에 의해 조직의 치밀화가 이루어 졌으며, 경도 값 역시 급격히 증가하였음을 알 수 있다.

<65> 코발트(Co)를 0.3wt% 첨가한 초경합금의 경우 1600℃, 1650℃에서는 코발트(Co) 액상량 증가에 의해 미세 조직의 치밀화가 진행되어 경도의 증가가 수반되었지만, 1700℃에서 1차 소결한 초경합금의 경우에는 소결시 입자 성장과 연성의 금속 코발트(Co) 바인더 양의 증가로 경도 값이 감소하였다.

<66> 상기 열간정수압단계(S600) 후 WC/Co초경합금의 금속 코발트(Co) 바인더의 첨가량 변화에 따른 주사전자현미경(SEM) 미세 조직을 도 8을 참조하여 살펴보면, 바인더리스 초경합금의 경우 텅스텐카바이드(WC) 입자 크기가 균일하며 크게 성장을 하지 않았음을 알 수 있다.

<67> 그러나, 코발트(Co)를 0.5wt.%첨가한 경우에는 텅스텐카바이드(WC) 입자의 불균일 증가와 함께 부분적으로 큰 입자 성장이 일어났음을 알 수 있다.

<68> 결과적으로, 바인더리스 텅스텐카바이드(WC) 초경합금과 0.5wt%이하의 코발트(Co) 바인더를 첨가한 극저바인더 WC/Co 초경합금의 고밀도화를 위하여 진공소결단계(S500) 및 열간정수압단계(S600)를 복합적으로 이용하여 기계적 특성이 우수한 WC/Co초경합금을 만들었다.

<69> 보다 상세하게는 바인더리스 텅스텐카바이드(WC) 초경의 경우 1700℃에서의 소결로 고밀도 소결체를 얻을 수 있었으며, 코발트(Co)를 바인더로 0.3wt.%이상 첨가하는 경우에는 1600℃~1650℃의 비교적 저온 소결에서도 고밀도의 소결체를 얻을 수 있었다.

<70> 그리고, 열간정수압단계(S600) 전 진공소결단계(S500) 완료시에 상대 밀도가 80%이하일 경우에는 밀도와 경도값의 변화가 크게 발생되지 않았지만, 상대 밀도가 그 이상일 때에는 열간정수압단계(S600) 이후 상대 밀도와 경도의 증가가 현저하였다.

<71> 또한, 코발트(Co) 바인더를 첨가하지 않은 바인더리스 초경합금의 경우 1700℃에서는 상대밀도가 99%이며, 비커스 경도값은 2,800kgf/mm^2 이었다.

<72> 반면, 코발트(Co) 바인더의 첨가에 따라 밀도 값은 증가를 나타내지만, 1650℃ 이상의 소결온도에서는 코발트(Co)의 첨가에 의한 비정상 입성장의 영향으로 경도 값의 감소가 나타남을 알 수가 있었다.

<73> 이러한 본 발명의 범위는 상기에서 예시한 실시예에 한정되지 않고, 상기와 같은 기술범위 안에서 당업계의 통상의 기술자에게 있어서는 본 발명을 기초로 하는 다른 많은 변형이 가능할 것이다.

<74> 예를 들어 본 발명의 실시예에서 가압성형단계는 압출, 냉간 정수압성형, 단조성형 중 어느 하나로 변경 실시 가능함은 물론이다.

발명의 효과

<75> 위에서 상세히 설명한 바와 같이 본 발명에 의한 고밀도 초경합금 제조방법에서는, 텅스텐카바이드분말 또는 텅스텐카바이드와 극소량의 코발트 혼합분말을 진공소결한 후 열간정수압(HIP) 성형하여 상대밀도 및 경도가 높아지는 이점이 있다.

<76> 또한, 본 발명에 따르면 초경합금의 대량 생산이 가능하며, 제조 원가를 절감할 수 있는 이점이 있다.

도면의 간단한 설명

<1> 도 1 은 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법을 나타낸 순서도.

<2> 도 2 는 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에 사용된 탄화텅스텐 분말의 전자현미경 사진.

<3> 도 3 은 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에서 진공소결단계 중 온도변화에 따른 밀도 변화를 나타낸 그래프.

<4> 도 4 는 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에서 진공소결단계가 완료된 탄화텅스텐 시편의 전자현미경 사진.

<5> 도 5 는 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에서 진공소결단계 중 금속 바인더인 코발트 함량 변화에 따른 밀도 변화를 나타낸 그래프.

<6> 도 6 은 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에서 열간정수압단계가 완료시에 금속 바인더인 코발트 함량에 따른 밀도 변화를 나타낸 그래프.

<7> 도 7 은 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에서 열간정수압단계가 완료시에 금속 바인더인 코발트 함량에 따른 경도 변화를 나타낸 그래프.

<8> 도 8 은 본 발명에 의한 진공 소결공정에 의한 고밀도 초경합금의 제조방법에서 열간정수압단계가 완료시에 금속 바인더인 코발트 첨가 여부에 따른 시편의 변화를 비교한 전자현미경 사진.

<9> * 도면의 주요 부분에 대한 부호의 설명 *

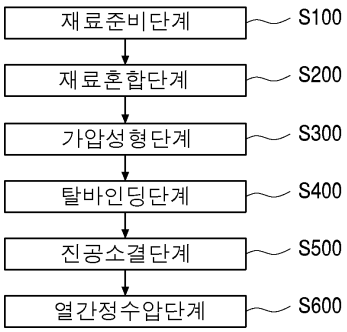
<10> S100. 재료준비단계 S200. 재료혼합단계

<11> S300. 가압성형단계 S400. 탈바인딩단계

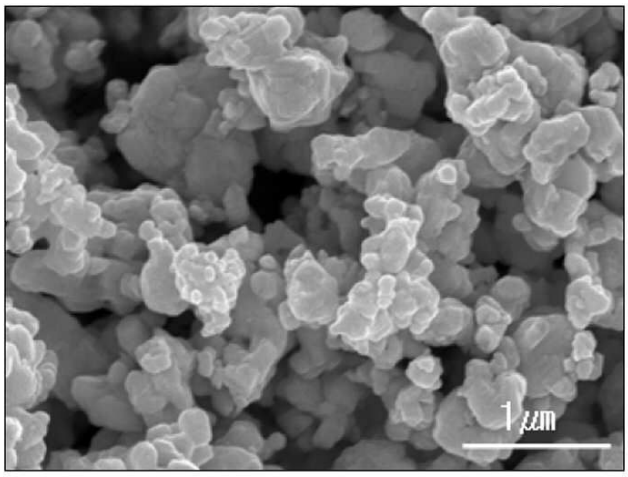
<12> S500. 진공소결단계 S600. 열간정수압단계

도면

도면1

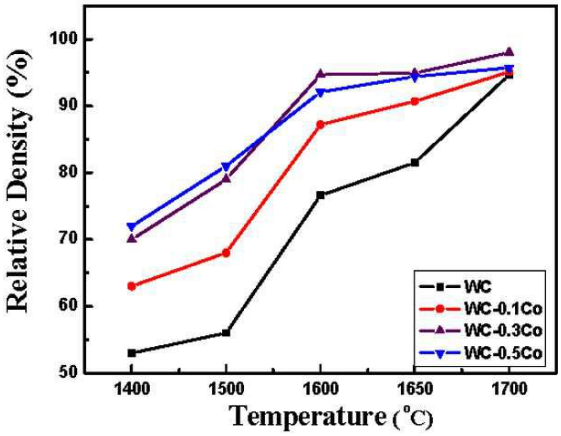


도면2



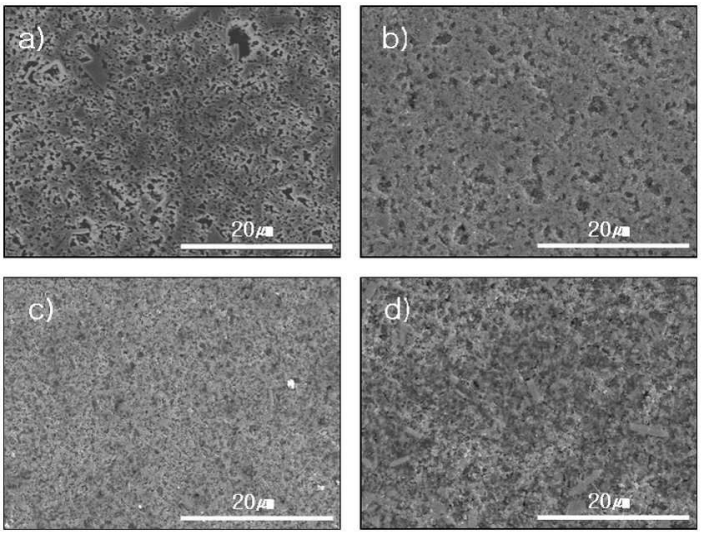
SEM image of raw WC powder

도면3



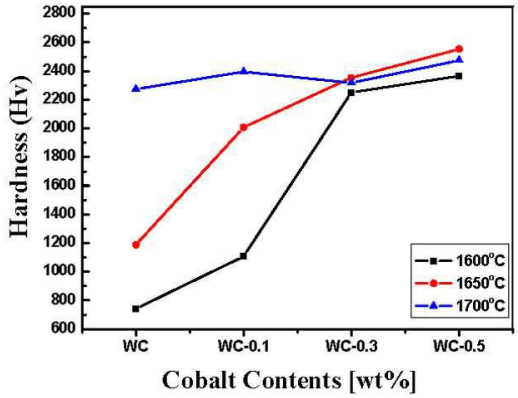
Variation of relative density with vacuum sintered temperature for various Co concentration of WC/Co.

도면4



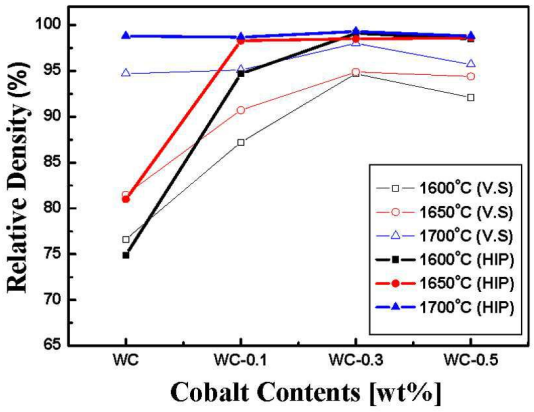
Microstructures of the WC vacuum sintered at (a) 1600℃ (b) 1650℃ (c) 1700℃ and (d) WC/0.5wt.%Co vacuum sintered at 1650℃ for 1h

도면5



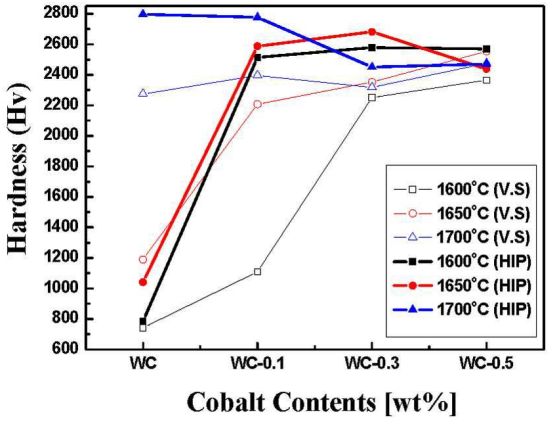
Variation of hardness with Co concentration of WC/Co for various sintered temperature after vacuum sintered specimens

도면6



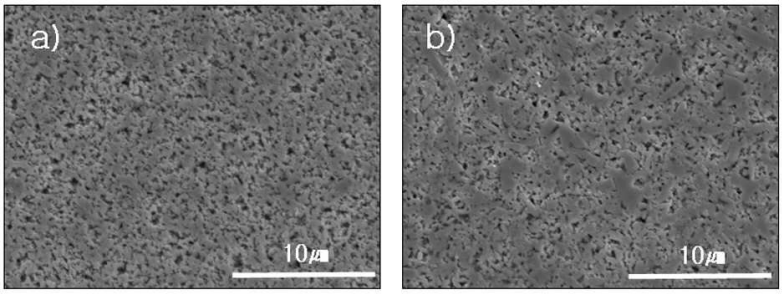
Variation of relative density with Co concentration of WC/Co for various sintered temperature after HIP process

도면7



Variation of hardness with Co concentration of WC/Co for various sintered temperature after HIP process

도면8



Microstructures of WC/Co post HIPed (a)WC, (b) WC/0.5wt.%Co samples