



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2008-0072586
 (43) 공개일자 2008년08월06일

(51) Int. Cl.
C23C 16/30 (2006.01) **C23C 16/00** (2006.01)
 (21) 출원번호 10-2008-0010842
 (22) 출원일자 2008년02월01일
 심사청구일자 없음
 (30) 우선권주장
 0700271-0 2007년02월01일 스웨덴(SE)

(71) 출원인
쉴코 툴스 에이비
 스웨덴왕국, 화게르스타, 에스-737 82
 (72) 발명자
루피 사카리
 스웨덴 에스이 737 44 파예르스타 스멜보베엔 6아
사크리손 제니
 스웨덴 에스이 737 47 파예르스타 달라베엔 50
달룬드 실비아
 스웨덴 에스이 777 60 쇠데르베르케 욱스메드스베
 엔 12
 (74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 4 항

(54) 향상된 알루미늄 피복 등급

(57) 요약

조직화된 α -Al₂O₃ 층과 바인더상 부유 표면의 초경합금체를 결합시키는 α -Al₂O₃ 피복된 절삭공구 인서트가 개시되었다. 이 α -Al₂O₃ 층은 2 ~ 9 μ m 두께를 갖고 길이/폭의 비가 2 에서 12 인 주형 입자로 구성된다. 강한 (104) 성장 조직과, (012), (110) 과 (113) 회절 피크의 저장도에 의해서 특징지어진다. 상기 조직화된 α -Al₂O₃ 는 두께가 2 내지 10 μ m 인 MTCVD Ti (C,N)층 에 바람직하게 증착된다. 상기 알루미늄 층이 최상층이면, Ra 값이 1 μ m 미만 이 되도록 알루미늄 층에 습식 블래스팅을 할 수 있고, 이러면 상기 공구는 검고, 광택 있는 외관을 갖게 된다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

초경합금체와 피복을 포함하는 절삭공구 인서트에 있어서,

이 초경합금체는 WC 와 5 ~ 9 중량 % Co, 그리고 5 ~ 11, 바람직하게는 6.5 ~ 9.5 중량 % 주기율표의 IVb, Vb 와 VIb 족 금속 (바람직하게는 Ti, Nb 및 Ta) 의 입방탄화물을 포함하고, 0.79 ~ 0.9 의 S-값을 갖고, 9 ~ 16, 바람직하게는 10 ~ 15 kA/m 의 보자력을 가지며, 상기 초경합금체의 적어도 일 표면은 5 ~ 40, 바람직하게는 10 ~ 30 μm 의 두께를 가지면서 피복에 인접한 바인더상 부유 표면 구역을 포함하며, 이 표면 구역은 입방탄화물이 본질적으로 없고, 길이/폭의 비가 2 ~ 12 인 주상 입자로 구성된 두께 2 ~ 9 μm 인 1 이상의 α-Al₂O₃ 층이 있으며, 이 α-Al₂O₃ 층은 조직계수 TC (104) 가 2.0 이상, 바람직하게는 3 이상이며,

조직 계수 TC (hkl) 는 아래와 같이 정의되며:

$$TC(hkil) = \frac{I(hkil)}{I_0(hkil)} \left[\frac{1}{n} \sum_{n=1}^n \frac{I(hkil)}{I_0(hkil)} \right]^{-1}$$

여기서,

I(hkl) = (hkl) 반사의 강도,

I₀(hkl) = JCPDS 카드번호 46-1212 에 따른 표준 강도,

n = 계산에 사용된 반사 수, 5,

사용된 (hkl) 반사는 (012), (104), (110), (113) 및 (116) 인 것을 특징으로 하는 절삭 공구 인서트.

청구항 2

제 1 항에 있어서, TC (012), TC (110) 및 TC (113) 은 모두 1.0 미만인 것을 특징으로 하는 절삭 공구 인서트.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서, 상기 피복은 CVD Ti(C,N), CVD TiN, CVD TiC, MTCVD Ti(C,N), MTCVD Ti(C,O,N), MTCVD (Ti,Al)(C,O,N) 또는 이들의 조합, 바람직하게는 Ti(C,N) 으로 구성되며 초경합금 기체에 인접한 제 1 층을 더 포함하고, 이 제 1 층은 2 ~ 10 μm 의 두께를 갖는 것을 특징으로 하는 절삭 공구 인서트.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서, α-Al₂O₃ 층이 최상층이고, 1.0 μm 미만, 바람직하게는 0.7 μm 미만의 Ra 값을 갖는 것을 특징으로 하는 절삭 공구 인서트.

명세서

발명의 상세한 설명

기술분야

<1> 본 발명은 금속 기계가공에 사용되도록 설계된 피복된 절삭공구 인서트에 관한 것이다. 경질의 내마모성 피복이 증착된 인성 표면 구역을 갖는 초경합금이 기재이다. 상기 피복은 이 피복의 모든 기능부에 덮여있는 기재에 대해 탁월한 부착성을 보인다. 이러한 피복은 1 이상의 내화층으로 구성되고, 그 중 적어도 한 층은 강하게 (104) 조직화된 (textured) 알파-알루미나 (α-Al₂O₃) 로 되어있다.

배경기술

- <2> 산업적 규모에서의 α - Al_2O_3 다형체의 제어는 1990 년 초에 미국특허 제 5,137,774 호에 기초한 상업적 제품으로 달성되었다. 그 후, 이 특허는 개량되어, 바람직한 조직의 α - Al_2O_3 를 증착하기 위해 사용되고 있다. 미국특허 제 5,654,035 호에 (012) 방향으로, 미국특허 제 5,766,782 호에 (104) 방향으로 그리고 미국특허 제 5,980,988 호에는 (110) 방향으로 조직화된 알루미늄이 개시되어 있다. 미국특허 제 5,863,640 호에는, (012) 또는 (104) 또는 (110) 을 따른 바람직한 성장이 개시되어 있다. 미국특허 제 6,333,103 호에는, (10(10)) 방향을 따른 α - Al_2O_3 의 핵 생성과 성장을 제어하는 수정된 방법이 기재되어 있다. 미국특허 제 7,011,867 호에는, 조직 수정제 ($ZrCl_4$) 를 사용하여 α - Al_2O_3 에서 강한 (300) 조직을 얻는 방법이 기재되어 있다. 상기한 종래 방법들은 모두 약 1,000 °C 의 높은 증착 온도를 이용한다. 미국특허 제 7,094,447 호에는, 현저한 (102) 조직을 얻는 기술이 기재되어 있다. 현저한 (104) 와 (116) 조직을 생성하기 위해 향상된 증착 기술이 미국특허 제 2006/0199026 호 및 제 2006/0141271 호에 각각 개시되어 있다.
- <3> 피복 전에, 초경합금 인서트의 상측 부분에 인성 바인더 상 부유 구역을 형성하는 방법은 일반적으로 구배 (gradient) 소결이라고 불린다. 이러한 바인더상 부유 구역을 형성하는데 사용되는 방법에는 두 종류가 있다:
- <4> (i) 표면 (N-구배) 근처에 입방상을 용해시키는 방법, 예컨대 미국특허 제 4,277,283 호, 미국특허 제 4,610,931 호, 미국특허 제 4,830,930 및 미국특허 제 5,106,674 호.
- <5> (ii) 제어된 냉각 또는 탈탄 (C-구배) 하는 방법, 예컨대 미국 특허 제 5,106,674 호 및 미국특허 제 4,830,930 호.

발명의 내용

해결 하고자하는 과제

- <6> 본 발명의 목적은 개선된 α - Al_2O_3 피복된 절삭 공구 인서트를 제공하는 데 있다.

과제 해결수단

- <7> 본 발명에 따른 α - Al_2O_3 상은 강하고 완전히 제어된 (104) 성장 조직을 갖는 핵 생성된 α - Al_2O_3 으로 구성되며 바인더상 부유 초경합금 기재에 증착된다. 제어된 (104) 조직을 갖는 α - Al_2O_3 층은 열응력을 감소시키는 750 내지 1000 °C 의 온도 범위에서 형성된다.

효과

- <8> 상기 종류의 알루미늄 피복 등급은 무작위 또는 덜 발달된 조직을 갖는 종래 기술보다 성능이 우수하다. 더 나아가, 저온에서 증착이 수행될 때, 증가된 인성이 얻어질 수 있다. 종래기술 제품과 비교하여 본 발명에 따른 α - Al_2O_3 층은 본질적으로 변태 응력이 없고, 전위 (dislocation) 밀도가 낮고 결함이 없는 주상입자 α - Al_2O_3 로 구성되며 또한 향상된 절삭성을 갖는다. 놀랍게도 본 발명에 따른 (104) 조직은 종래기술의 (012) 조직보다 30~60 % 더 성능이 우수하다. 이렇게 놀라운 개선점은 (104) 조직 (texture) 과 Co 부유화 및 향상된 결합층의 조합 효과로 설명될 수 있다.

발명의 실시를 위한 구체적인 내용

- <9> 기재
- <10> 본 발명에 따르면, 5 ~ 9 중량 %, 바람직하게는 6 ~ 8 중량 %, 가장 바람직하게는 6 ~ 7 중량% Co, 그리고 5 ~ 11, 바람직하게는 6.5 ~ 9.5 중량 % 주기율표의 IVb, Vb 와 VIb 족 금속 (바람직하게는 Ti, Nb 및 Ta) 의 입방 탄화물, 및 잔부 WC 의 조성을 갖는 초경합금체로 이루어진 피복 절삭 공구 인서트가 제공된다. Ta 와 Nb 의 중량 농도 사이의 비는 1.0 ~ 3.0, 바람직하게는 1.5 ~ 2.5 및/또는, Ti 와 Nb 의 중량 농도 사이의 비는 0.5 ~ 1.5, 바람직하게는 0.8 ~ 1.2 이다.
- <11> 코발트 바인더 상은 텅스텐으로 많이 함유된다. 상기 바인더 상 내 W 농도는 S-값 = $\sigma/16.1$ 로 표현될 수 있는데, 여기서 σ 는 바인더상의 자기모멘트 (단위: $\mu Tmkg^{-1}$) 이다. S-값은 바인더 상 내 텅스텐의 함량에

의존하고, 텅스텐 함량이 감소함에 따라 증가한다. 따라서, 순수 코발트 또는 탄소에 포화된 바인더의 경우, $S = 1$ 이 되고, n 상 형성의 경계선에 대응하는 양으로 텅스텐을 포함하는 바인더 상의 경우, $S = 0.78$ 이 된다. 초경합금체는 0.79 ~ 0.90 바람직하게는 0.81 ~ 0.85 의 S-값을 갖는다. 탄화물 상의 평균 입자크기는 초경합금의 보자력으로 표현된다. 9 내지 16 kA/m, 바람직하게는 10 내지 15 kA/m, 가장 바람직하게는 10 내지 13 kA/m 의 보자력이 향상된 절삭성능을 제공한다.

<12> 초경합금체는 5 ~ 40 μm , 바람직하게는 10 ~ 30 μm , 가장 바람직하게는 20 ~ 30 μm 두께를 갖는 바인더 상 부유 표면 구역을 갖는데, 이 표면 구역은 본질적으로 입방정 탄화물 상이 없고, 평균 바인더 상 함량은 공칭 바인더 상 함량의 1.2 ~ 2.5 배이다.

<13> 본 발명은 또한 Co 바인더상, WC 및 입방 탄질화물 상으로 이루어지며 본질적으로 입방상이 없는 바인더상 부유 표면 구역을 갖는 초경합금 기재와 피복을 포함하는 본 명세서에 따른 절삭 공구 인서트를 제조하는 방법에 관한 것이다. 5 ~ 9, 바람직하게는 6 ~ 8 중량 %, 가장 바람직하게는 6.0 ~ 7.0 중량 % Co, 그리고 5 ~ 11, 바람직하게는 6.5 ~ 9.5 중량 % 주기율표의 IVb, Vb 와 VIb 족 금속 (바람직하게는 Ti, Nb 및 Ta) 의 입방정 탄화물, 및 잔부 WC 를 포함하는 분말 혼합물이 준비된다. 바람직하게, Ta 와 Nb 의 중량 농도 사이의 비는 1.0 ~ 3.0, 바람직하게는 1.5 ~ 2.5 및/또는, Ti 와 Nb 의 중량 농도 사이의 비는 0.5 ~ 1.5, 바람직하게는 0.8 ~ 1.2 이다. 예를 들면 질화물로서 또는 예를 들어 질소가스를 사용하는 소결 노 (furnace) 내에서 현장 (in-situ) 질화 처리를 수행하여 잘 제어된 양의 질소가 상기 분말에 첨가된다. 질소의 최적 첨가량은 초경합금의 조성에 의존하는데, 특히 입방상의 양에 의존한다. 정확한 조건은 사용하는 소결 장비의 설계에 어느 정도 의존한다. 본 기술분야의 당업자라면 원하는 결과를 얻기 위하여 본 발명의 설명에 따라 질소 첨가와 소결 공정을 결정하고 수정할 수 있을 것이다.

<14> 상기 분말 혼합물은 가압제 (pressing agent) 와 더 혼합된다. 원하는 S-값을 얻기 위하여 텅스텐 또는 탄소가 첨가되고, 원하는 특성을 갖는 분말 재료를 얻기 위하여 상기 혼합물은 분쇄되고 스프레이 건조된다. 그리고 나서, 그 분말 재료는 압착 및 소결된다. 약 50 mbar 의 제어된 분위기 하에서 1300 ~ 1500 °C 의 온도에서 소결을 행한 후 냉각시킨다.

<15> 피복

<16> 피복은 강한 (104) 조직을 갖는 주상 입자로 구성된 1 개 이상의 알파 알루미늄 층을 포함한다. 이 주상 입자는 2 에서 12 바람직하게는 4 ~ 8 의 길이/폭 의 비를 갖는다. 이 층의 두께는 2 에서 9 μm 이고, 바람직하게는 5 에서 7 μm 이다.

<17> 상기 알루미늄 층의 조직 계수 (TC) 는 이하와 같이 CuK α 방사선을 이용한 X- 레이 회절 분석으로 결정된다.

$$TC(hkl) = \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \left[\frac{1}{n} \prod_{n=1}^n \frac{I(hkl)}{I_0(hkl)} \right]^{-1}$$

<18>

<19> 여기서,

<20> $I(hkl)$ = (hkl) 반사의 강도,

<21> $I_0(hkl)$ = JCPDS 카드번호 46-1212 에 따른 표준 강도,

<22> n = 계산에 사용된 반사의 수,

<23> 사용된 (hkl) 반사는 (012), (104), (110), (113), (116) 이다. (012) 의 배수인 (024) 반사는 계산에 사용되지 않는 점을 주목해야 한다. 따라서, 종래 기술과 비교하면, 6 개의 반사 대신 5 개의 반사가 사용되며, 조직 계수는 직접 비교될 수 없다.

<24> 상기 알루미늄층의 조직은 아래에서 정의한다.

<25> TC (104) 는 2.0 이상, 바람직하게는 3 이상이다. 동시에, TC (012), TC (110), (113) 은 모두 1.0 미만이며, 바람직하게는 0.5 미만이다. 그러나, 이러한 성장 모드인 경우, TC (116) 은 다른 배경 반사보다 다소 높다. TC (116) 은 1.2 보다 작아야 하며, 바람직하게는 1 보다 작고, 그러나 바람직하게 0.5 보다는 커야 한다.

- <26> 상기 (104) 조직화된 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 층이 최상층일 때, 이 층의 표면은 $1.0\ \mu\text{m}$ 미만, 바람직하게는 $0.7\ \mu\text{m}$ 미만의 표면 거칠기 Ra 로 바람직하게 습식 블래스팅 된다.
- <27> 상기 피복은 2 에서 $10\ \mu\text{m}$, 바람직하게는 4 내지 $6\ \mu\text{m}$ 의 두께를 가지며 초경합금체에 인접한 제 1 층으로 MTCVD Ti(C,N) 을 포함한다. 바람직하게, 상기 기재와 상기 Ti(C,N) 층 사이에는 $3\ \mu\text{m}$ 미만 바람직하게는 $0.5 \sim 2\ \mu\text{m}$ 두께를 갖는 TiN 중간층이 있다. 바람직하게, Ti(C,N) 내에 추가 TiN 층이 있는데, 이 TiN 층은 알루미늄 층의 $0.5 \sim 2.5\ \mu\text{m}$ 밑에 위치되어 있고 $0.5 \sim 3\ \mu\text{m}$ 의 두께, 바람직하게는 $1.0 \sim 2.0\ \mu\text{m}$ 두께를 갖는다. 상기 기재에 인접하는 제 1 MTCVD Ti(C,N) 층은 CVD Ti(C,N), CVD TiN, CVD TiC, MTCVD Zr(C,N), MTCVD Ti(B,C,N), CVD HfN 또는 이들의 조합으로 대체될 수 있다.
- <28> 알루미늄 층과 그 밑에 가장 근접한 층 사이에는 바람직하게는 Al 농도 구배를 갖는 (Ti,Al)(C,O,N) 결합층이 $0.1 \sim 1\ \mu\text{m}$ 두께로 존재한다.
- <29> 본 발명은 또한 (104) 조직을 가지며 $750 \sim 1000\ ^\circ\text{C}$ 의 온도범위에서 조직화된 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 층을 생성하기 위한 개선된 방법에 관한 것이다. 특정 조직을 갖는 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 을 핵 생성하기 위해 몇 단계가 필요하다. 우선, 결합층을 증착한다 (1). 이 결합층을 증착시킬 때, 질소와 CH_3CN 을 가한다. 이 결합층의 표면은 추가적인 처리 (들) 를 받게 된다.
- <30> 지속 핵생성은 $\text{AlCl}_3/\text{TiCl}_4/\text{H}_2$ 펄스 (3) 로 5 분간 시작된다. 그 후에, 표면 (4) 에서 과잉 Cl^- 를 제거하기 위하여 Ar 하제 (purge) (지속시간 5 분) 를 가한다. 이 후, $\text{CO}_2/\text{H}_2/\text{N}_2/\text{Ar}$ ($\text{N}_2 = 25\ \%$, Ar = 잔부) 가스 혼합물을 사용하여 산화 펄스를 가한다. 이 가스 혼합물이 갖는 상대적으로 낮은 산화력에 더하여, 산화 단계는 (104) 핵 생성을 얻는데 약 $0.5 \sim 5$ 분으로 상대적으로 짧아야 한다. 계속해서 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 핵의 양을 증가시키기 위해 이러한 단계를 여러 번, 바람직하게 2 ~ 5 회 반복한다. 펄스성 핵 생성이 사용될 때, 이는 개별 단계의 지속시간과 그 단계의 양 사이에서 최적의 조합을 찾아야 하고, 그렇지 않으면, 산화가 너무 적거나 너무 많이 일어날 수 있다. 당업자는 시행착오로 정확한 절차를 찾을 수 있다.
- <31> 특정 성장 조직을 얻기 위한 주요 핵심은 $\text{N}_2 : \text{CO}_2$ 비의 조정에 의한 $\text{CO}_2/\text{H}_2/\text{N}_2/\text{Ar}$ 혼합물의 산화력을 제어하는데 있다. 이러한 비는 $450 \sim 650$, 바람직하게는 $450 \sim 550$ 이다. 정확한 시간과 펄스의 수와 함께 제어된 산화력을 이용함으로써 정확한 핵 생성 방식을 얻을 수 있게 된다. 전형적인 펄스 시간은 펄스의 지속시간에 따라 10 초 에서 5 분일 수 있다. 산화 펄스 후에, 다시 Ar 하제 (6) 가 따른다.
- <32> 핵 생성 단계의 상세 설명
- <33> 1. 약 $750 \sim 1000\ ^\circ\text{C}$ 바람직하게는 $800\ ^\circ\text{C}$ 인 온도와, $50 \sim 200\ \text{mbar}$ 의 압력에서 2 ~ 3 % TiCl_4 , 0.5 에서 5 % 로 증가하는 AlCl_3 , 3 ~ 7 % Co, 1 ~ 3 % CO_2 , 2 ~ 10 % N_2 그리고 나머지 H_2 로 이루어진 가스 혼합물에서 결합층을 $0.1 \sim 1\ \mu\text{m}$ 두께로 증착하는 단계.
- <34> 2. 5 분 동안 Ar 으로 하제시키는 단계.
- <35> 3. 약 $750 \sim 1000\ ^\circ\text{C}$ 바람직하게는 $800\ ^\circ\text{C}$ 의 온도와 $50 \sim 200\ \text{mbar}$ 의 압력에서 2 ~ 60 분 동안 수소에서 1 ~ 2 % TiCl_4 와 2 ~ 4 % AlCl_3 가스 혼합물 내에서 결합층을 처리하는 단계.
- <36> 4. 5 분 동안 Ar 으로 하제시키는 단계.
- <37> 5. 0.05 내지 0.1 % (바람직하게는 0.05 %) CO_2 , 20 에서 65 % N_2 (바람직하게는 $\text{CO}_2 = 0.05\ \%$ 에서, $22.5 \sim 27.5\ \%$) 와 10 % H_2 , 잔부 Ar 으로 이루어진 가스 혼합물에서 처리하는 단계.
- <38> 6. 5 분 동안 Ar 으로 하제시키는 단계.
- <39> 7. 최적의 산화 수준을 얻기 위해 단계 3 ~ 6 을 반복하는 단계.
- <40> 8. $950 \sim 1000\ ^\circ\text{C}$ 의 온도에서 유지된 기술에 따라 원하는 두께를 갖는 알파 알루미늄 층을 증착하거나, $750 \sim 950\ ^\circ\text{C}$ 온도에서 예를 들면, H_2S 또는 SO_x , 바람직하게는 H_2S 와 같은 더 많은 양 ($0.5 \sim 1.5\ \%$) 의 촉매화 전구체와 함께 더 높은 증착 압력 ($200 \sim 500\ \text{mbar}$) 을 사용하여 알파-알루미늄 층을 증착하는 단계.

<41> 상기 두 경우에서, 핵 생성 층 상의 알루미나 층의 성장은 CO, AlCl₃, CO₂ 의 순서로 반응기체를 나열함으로써 시작된다. 조직이 핵 생성 표면에 의해 결정되기 때문에, 750 ~ 950 °C 의 공정 온도가 사용될 수 있다.

<42> 본 발명에 따르는 Al₂O₃ 층은 인성을 요하는 스테인레스 스틸 분야, 예를 들면, 단속 선삭, 냉각제를 사용하는 선삭 그리고 특히, 냉각제를 사용하는 간헐 선삭에서 사용되는데 특히 적합하다. 다른 분야는 이러한 종류의 알루미나층의 절삭날 강도가 종래기술 (012-조직) 보다 우수한 주철이다.

<43> 실시예 1

<44> 6.6 중량 % Co, 3.4 중량 % TaC, 2.2 중량 % NbC, 2.9 중량 % (Ti,W)C 50/50 (H.C Starck) 와 잔부 WC 를 포함하고 0.83 의 S-값에 대응하는 W 로 합금된 바인더 상을 갖는 CNMG120408-M3, WNMG080416 과 SNUN120408 형의 초경합금 인서트를 본 발명에 따라 생산하였다. 원료 분말을 통상적으로 분쇄하고 생형체를 가압하고 이어서 1430 °C 에서 소결하여 인서트를 만들었다. 질소를 Ti(C,N) 으로 탄소 분말에 첨가하였다. 소결 이후에 미세 조직 조사결과, 약 20 μm 두께를 가지며 본질적으로 입방 탄화물이 없는 표면 구역이 형성되었다. 약 1 μm 의 평균 입도에 대응하여 보자력은 약 12.1 kA/m 였다.

<45> 실시예 2

<46> 실시예 1 의 초경합금 절삭 인서트는 860 °C 의 온도에서 층을 형성하기 위해 탄소와 질소원으로서 아세토니트릴을 사용하여 MTCVD 기술로 Ti(C,N) 의 층으로 피복되었다. MTCVD 층의 두께는 약 6 μm 였다. 5 ~ 6 μm α-Al₂O₃ 층을 MTCVD 층의 위에 이하와 같이 증착하였다.

<47> - 표 1 의 상세한 프로세스 데이터를 사용하여 온도 950 °C 에서 본 발명에 따라 증착된 (104) 조직화된 α-Al₂O₃ 층 (피복 a) 또는

<48> - 종래 기술에 따라 증착된 (012) 조직화된 α-Al₂O₃ 층 (피복 b)

표 1. 950°C에서 (104) 조직을 갖는 Al₂O₃ 층 피복 a)을 위한 증착방법

1단계 : 결합층		
가스 혼합물	TiCl ₄	= 2.8%
	CH ₃ CN	= 0.7%

<49>

	AlCl_3	= 0.8에서 4.2%로 증가
	CO	= 5.8%
	CO_2	= 2.2 %
	N_2	= 5%
	잔부	: H_2
지속 시간	40 min	
온도	800 °C	
압력	100 mbar	

2단계 : 하제

가스	Ar	=100%
지속 시간	5 min	
온도	800°C	
압력	50 mbar	

3단계 : 펄스 1

가스 혼합물	TiCl_4	= 1.6%
	AlCl_3	= 2.8
	H_2	= 잔부
지속 시간	5 min.	
온도	800°C	
압력	50 mbar	

4단계 : 하제

가스	Ar	=100%
지속 시간	5 min	
온도	800°C	
압력	50 mbar	

5단계 : 펄스 2

가스 혼합물	CO_2	= 0.05%
	N_2	= 25%
	H_2	= 10%
	잔부 :	Ar
지속 시간	2 min	
온도	800°C	
압력	100 mbar	

6단계 : 하제

가스	Ar	=100%
지속 시간	5 min	

<50>

온도	800°C
압력	50 mbar

7단계 : 핵생성단계

가스 혼합물	AlCl ₃ = 3.2 % HCl..... = 2.0 % CO ₂ = 1.9 % 잔부 H ₂
지속 시간	60 min
온도	800°C
압력	50 mbar

8단계 : 증착

가스 혼합물	AlCl ₃ = 4.1 % HCl..... = 1.0 % CO ₂ = 2.3% H ₂ S = 0.9% 잔부 : H ₂
지속 시간	320 min
온도	800°C
압력	350 mbar

<51> 3단계 내지 6단계는 3번 반복되었다.

<52> 실시예 3

<53> 피복 a) 와 피복 b) 의 알루미늄나 층은 CuK α -방사선으로 X 레이 회절을 사용하여 관찰되었다. 조직계수가 결정되어서 표 2 에 나타나있다. 표 3 에서 명백한 바와 같이, 본 발명에 따른 피복은 온도 950 °C 에서 증착될 때, 강한 (104) 조직을 나타낸다. 전형적으로, 이러한 성장 방식에서, (116) 반사는 다른 배경 반사보다 다소 더 뚜렷하다. 상기 알루미늄나 층도 SEM 에서 관찰되었다. 본 발명에 따른 상기 알루미늄나 층은 6 의 길이/폭의 비를 갖는 주상형을 나타낸다 (도 1 을 참조).

표 2.

hkl	본발명의 피복 a)	종래기술의 피복 b)
012	0.15	4.49
104	3.76	0.05
110	0.06	0.20
113	0.19	0.17
116	0.84	0.09

<54>
<55> 실시예 4

<56> 실시예 2 의 피복 a) 와 b) 은 주철을 길이방향으로 선삭하여 절삭날 칩핑에 관하여 시험되었다.

<57> 작업물: 원통형 바아

<58> 재료: SS0130

<59> 인서트 종류: SNUN 120408

<60> 절삭 속도: 400 m/min

<61> 이송: 0.4 mm/rev

<62> 절삭 깊이: 2.5 mm

<63> 비교: 건식 선삭

<64> 상기 인서트는 2 분과 6 분의 절삭 후에 조사되었다. 표 3 으로부터 명백하듯이, 피복이 본 발명에 따라 생성되었을 때, 종래기술 제품의 절삭날 인성은 상당히 향상되었다.

표 3

	2분후 날선의 플레이킹 (%)	6분후 날선의 플레이킹 (%)
피복 a (본 발명)	0	4
피복 b	12	22

<65>

<66> 실시예 5

<67> 본 발명에 따라 형성된 피복은 "비교예 X" 와 비교되었다. 이 피복은 MTCVD Ti(C,N) 와 α -Al₂O₃ 으로 구성된다. 이러한 비교예 피복의 조직 계수를 결정하기 위해 XRD 가 사용되었다. 비교예 X 의 두 인서트를 XRD 을 위해 무작위로 선택하였다. 표 5 는 본 발명에 따른 인서트와 비교예 X 에 대해 얻어진 TC 를 나타낸다. 비교예 X 의 피복은 본 발명과 비교할 때 아주 무작위한 조직을 나타낸다 (표 4 참조).

표 4

Hkl	본발명의 TC(hkl)	비교예의 TC(hkl)
012	0.19	1.52 1.50
104	3.79	0.92 0.94
110	0.06	1.07 1.12
113	0.12	0.47 0.33
116	0.84	1.02 1.11

<68>

<69> 실시예 6

<70> 비교예 X 의 X 선 조사된 인서트는 본 발명에 따라 생성된 인서트와 비교되었다. 이하의 데이터가 사용되었다.

<71> 작업물: 원통형 튜브 (볼 베어링)

<72> 재료: SS2258

<73> 인서트 종류: WNMG080416

<74> 절삭 속도: 500 m/min

<75> 이송: 0.5 mm/rev

<76> 절삭 깊이: 1.0 mm

<77> 비교: 건식 선삭

<78> 공구 수명 기준: 각 예의 세 절삭날을 시험했을 때, 0.3 mm 보다 큰 플랭크 마모.

<79> 결과: 공구 수명 (분)

<80> 피복 a: 19.0 (본 발명)

<81> 피복 a: 22.0 (본 발명)

<82> 비교예 X: 14.5 (종래 기술)

<83> 비교예 X: 10.5 (종래 기술)

<84> 실시예 7

<85> 본 발명에 따라 생산된 인서트는 전면 선삭 작업의 단속 선삭에서 "비교예 X" 와 더 비교되었다. 이하의 데이터가 사용되었다.

<86> 작업물: 뚫린 구멍이 있는 원통형 바

- <87> 재료: SS2258
- <88> 인서트 종류: CNMG 120416-M3
- <89> 절삭 속도: 200 m/min
- <90> 이송: 0.4 mm/rev
- <91> 절삭 깊이: 1.0 mm
- <92> 비고: 냉각제 사용
- <93> 페이지 번호로 나타난 결과가 표 5 에 나타나 있다.

표 5

	페이지 수
피복 a (본발명)	130
비교예 X	70

- <94>
- <95> 실시예 8
- <96> 피복 a) 와 피복 b) 는 단속 절삭하는 길이방향 선삭으로 인성에 대해 시험되었다.
- <97> 작업물: 원통형 슬롯 바
- <98> 재료: SS1672
- <99> 인서트 종류: CNMG 120408-M3
- <100> 절삭 속도: 140 m/min
- <101> 이송: 10 mm 길이의 절삭 후, 0.1, 0.125, 0.16, 0.20, 0.25, 0.315, 0.4, 0.5, 0.63 및 0.8 mm/rev 로 점진적으로 증가시킴
- <102> 절삭 깊이: 2.5 mm
- <103> 비고: 건식 선삭
- <104> 공구 수명 기준: 날이 파손될 때까지, 점진적으로 증가된 이송.
- <105> 각 예의 10 개 절삭날이 시험되었다. 검사 결과 (표 6), 본 발명에 따른 피복 (피복 a) 이 종래기술 (피복 b) 보다 인성 거동이 명백히 더 좋은 것으로 나타났다.

표 6

	파손시 평균 이송 (mm/rev)
피복 a (본발명)	0.42
피복 b (종래기술)	0.22

도면의 간단한 설명

<107> 도 1 은 본 발명에 따른 전형적인 피복의 파단 단면의 SEM 이미지 (확대 배율 10000x) 를 나타낸다. 알루미늄 층은 (104) 조적을 갖는 주상 입자로 구성된다. 피복은 탐지 가능한 기공이 없이 조밀하다.

도면

도면1

