



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2019-0125798
(43) 공개일자 2019년11월07일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C23C 14/06 (2006.01) C23C 14/02 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C23C 14/06 (2013.01)
C23C 14/02 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2018-0050074
(22) 출원일자 2018년04월30일
심사청구일자 2019년04월25일

(71) 출원인
인하대학교 산학협력단
인천광역시 미추홀구 인하로 100(용현동, 인하대학교)
(72) 발명자
현승균
인천광역시 연수구 센트럴로 194, 202동 804호 (송도동, 더샵 센트럴파크2)
김강형
경기도 시흥시
(74) 대리인
특허법인태백

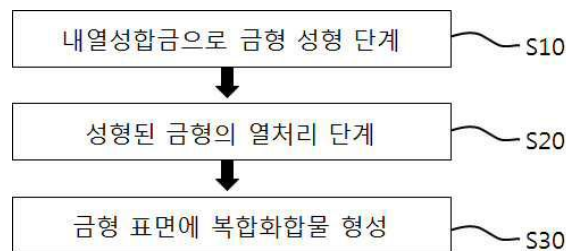
전체 청구항 수 : 총 10 항

(54) 발명의 명칭 고온성형용 금형의 제조방법 및 이를 이용하여 제조된 금형

(57) 요약

본 발명은 고온성형용 금형의 제조방법 및 이를 이용하여 제조된 금형에 관한 것으로, 내열성합금을 가공하여 금형을 성형하는 단계, 상기 제조된 금형을 열처리하는 단계 및 상기 열처리하는 단계 후 상기 금형의 표면에 복합화합물을 형성하는 단계를 포함하는 고온성형용 금형의 제조방법으로, 고온에서도 열균형에 저항성이 크고 강도가 높은 고온성형용 금형의 제조에 유용하며, 또한, 고온가열과 급냉을 반복하는 작업에서 성형성과 내구성을 유지할 수 있는 고온성형용 금형을 제조할 수 있는 방법을 개시한다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C23C 14/0641 (2013.01)

C23C 14/067 (2013.01)

C23C 14/0682 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

내열성합금을 가공하여 금형을 성형하는 단계; 및
상기 금형의 표면에 복합화합물을 형성하는 단계;를 포함하는,
고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 2

청구항 1에 있어서,
상기 내열성합금은 $\text{AlCoCr}_{(0.5-2)}\text{FeMo}_{0.5}\text{Ni}$ 합금; AlCoCrFeNbNi 합금; $\text{AlCoCrFeNiSi}_{(0.2-1.0)}$ 합금; $\text{Al}_{(0.2-2.0)}\text{CoCrFeNiTi}$ 합금; $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}$ 합금; $\text{AlCoCrFeNiTi}_{(0.5-1.5)}$ 합금; $\text{AlCoCrCuFeMo}_{(0.2-1.0)}\text{Ni}$ 합금; $\text{Al}_{(0.3-0.5)}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ 합금; CoCeFeMnNiV 합금; $\text{Cr}_2\text{CuFe}_2\text{MnNi}$ 합금; Ti 20~40%, W 10~40%, 및 나머지는 Nb과 불가피한 불순물로 이루어진 조성의 합금; C 0.17~0.23%, Si 0.15~0.35%, Mn 0.4~0.6%, Cr 9.0~10.0%, Co 9.50~10.5%, Mo 1.8~2.2%, W 5.0~6.0%, 산용해 Al 0.01~0.015% 및 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금; C 0.1% 이하, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 14~16%, Ni 6.5~8.5%, Mo 2~3%, Nb 0.45% 이하, 산용해 Al 0.75~1.5%, N 0.01~0.1%, 및 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금; 및 C 0.08~0.12%, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 16~18%, Ni 6.0~7.5%, Ti 0.8~1.1%, 산용해 Al 0.9~1.2%, N 0.1~0.2%, 및 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금 중 선택된 어느 하나인 것을 특징으로 하는,
고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 3

청구항 1에 있어서,
상기 복합화합물을 형성하는 단계는, 상기 금형에 질화처리, 규화처리 및 붕화처리 중 선택된 적어도 하나의 처리를 실시하여 수행되는 것을 특징으로 하는,
고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 4

청구항 1 또는 청구항 3에 있어서,
상기 복합화합물을 형성하는 단계 이전에, 상기 금형을 열처리하는 단계를 포함하는 것을 특징으로 하는,
고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 5

청구항 4에 있어서,
상기 열처리는 1020 내지 1250℃로 용체화처리하는 방법으로 수행되는 것을 특징으로 하는 특징으로 하는,
고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 6

청구항 5에 있어서,
상기 복합화합물을 형성하는 단계는 붕화처리 또는 규화처리를 실시하는 방법으로 수행되는 것을 특징으로 하는,

고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 7

청구항 3에 있어서,

상기 질화처리는 1000~1900℃에서 수행되는 것을 특징으로 하는,

고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 8

청구항 3 또는 청구항 6에 있어서,

상기 봉화처리 또는 규화처리는 800~1200℃에서 수행되는 것을 특징으로 하는,

고온성형용 금형의 제조방법.

청구항 9

청구항 1의 방법으로 제조된, 고온성형용 금형.

청구항 10

청구항 9에 있어서,

상기 금형은 표면경도가 1200HV 이상인 것을 특징으로 하는,

고온성형용 금형.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 고온성형용 금형의 제조방법 및 이를 이용하여 제조된 금형에 관한 것으로, 더욱 상세하게는 고온에서 우수한 물성을 유지할 수 있는 고온성형용 금형의 제조방법 및 이를 이용하여 제조된 금형에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 고온성형용 금형의 대표적인 예는 다이캐스팅 금형, 압출금형, 유리성형용 금형 그리고 식소몰딩(Thixomoulding)금형, 인젝션몰딩(Injection-moulding)금형, 스퀴즈캐스팅(Squeeze casting)금형이다. 다이캐스팅 금형과 압출금형을 살펴보면 기존에 많이 사용하는 SKD8(AISI H19), SKD61(AISI H13)과 같은 공구강이나 13Cr 마르텐사이트계 스테레스강(420J2)과 같이 고온경도가 높은 재료가 주로 사용되며, 약 600℃ 정도까지 내열성과 고온강도를 만족하는 수준이었다. 이보다 더 높은 600℃ 이상 온도에서 내구성을 요구하는 경우에는 이들 금형에 TiN, TiCN, CrN 등과 같은 세라믹층을 수 마이크론 두께로 PVD코팅하여 사용하였다. 그래도 만족하지 못하는 경우에는 금형에 질화처리한 뒤 다시 세라믹층을 PVD코팅하여 사용하였다.

[0003] 하지만 최근에는 자동차 부품과 휴대용 전자제품의 내구성을 위해 용점이 900℃ 이상인 구리합금의 다이캐스팅이나 고온압출도 빈번하게 이루어지고 있어 기존의 방식으로는 현장에서 요구하는 금형의 내구성을 만족하기 어려울 정도로 높은 수준을 요구하고 있다. 이는 분말이나 칩 형태의 재료를 고상과 액상 공존구역 온도에서 가압 성형하는 방식의 식소몰딩, 인젝션몰딩 금형과 유리를 블로잉하거나 압출성형하는 유리성형용 금형도 유리재료가 다양해지면서 더 높은 온도범위에서 작업할 수 있는 내열성과 고온강도가 향상된 금형을 필요로 하고 있다. 그러나, 금형측면에서는 주입재료의 온도가 650℃를 넘어 700℃ 이상으로 높아지면서 내열성 부족으로 인해 열균열(heat check)이 발생하고 표면 세라믹층의 박리가 일어난다. 이는 용탕이나 액상인 고온의 재료가 주입되고 금형의 열전달이나 냉매를 순환하여 급속냉각되므로 주입재료와 접촉하는 표면이 반복적인 열피로를 받게 되면서 미세한 헤어 균열이 발생하기 때문이다.

[0004] 이를 해결하기 위해 종래에는 상기의 금형소재 대신에 티타늄합금인 UNS R56700, 고온용 니켈합금인 인코넬 718, X-750, 600, 625, 800 등이나 내열용 스테인레스강인 18-18-2, 20Cb-3, Nitronic 50과 같은 소재를 사용하려는 시도가 있었다. 그러나 이들은 내산화성은 우수하였지만 금형이 요구하는 대량생산에서의 내마모성과 내구성은 만족하지 못하였다. 또한 일본특원 소62-328816은 C 0.23~0.3%(이하 특별한 언급이 없으면 무게%)의

저합금강에서 P 0.010% 이하로 인화합물 형성을 억제하여 표면층에 미세균열과 입계균열이 적게 하는 방식을 제안하였다. 그러나 이는 내열성이 비교적 낮은 탄화물들을 형성하여 650℃ 이상 고온에서의 반복적인 열피로에 대한 저항성이 부족하고 내마모성을 충분히 얻는데 효과적이지 못하였다. 또한 유사한 방식으로 일본특원 평6-307685는 C 0.1~0.3%인 저합금강을 담금질한 뒤 550~650℃로 템퍼링하여 HRC 26~35정도로 경도를 낮추고 인성을 높여 내히트체크성을 향상시킨 강종을 제안하였다. 그러나 이 경우에는 오히려 종래 SKD61보다 최대균열깊이가 더 깊고 내구성면에서도 떨어져 고온성형용 금형으로 부적합하였다. 일본특원 평5-304154는 내히트체크성과 내소성유동성을 향상하기 위해 질화처리한 금형을 소개하였다. 질화층은 심부경도 보다 10% 이상 경도가 높은 층을 0.7mm 이상 두께로 하며, 0.2mm 깊이에서 HV750 이상 고경도를 얻고, 최표면의 취성이 있는 질화물층은 5미크론 이하 형성한 금형을 제안하였다. 그러나 이 경우에도 700℃ 이상 고온에서의 열피로에 대한 저항성은 큰 효과가 없다. 이외에 탄화물 영향을 줄이고 니켈화합물 석출을 이용하여 강화하는 방식으로 히트체크를 줄인 저탄소 마르에이징강이 제안되었다. 일본특원 평6-32097과 평6-54923은 저탄소 Ni-Co-Mo합금을 용체화처리와 시효처리하여 HRC 50~54의 고경도이면서 내히트체크성이 우수한 마르에이징강을 제안하였다. 그러나 이 경우에도 고온 내산화성은 우수하나 고온 내균열성은 오히려 종래의 SKD61보다 부족하여 500℃ 이하 사용에 적절한 수준이었다.

[0005] 이외에도 유럽특허출원 99310240A(우선권 US11356698P)는 1000℃ 온도의 용탕을 다이캐스팅하기 위해 금형의 고온열변형이 심한 주입구 부근의 형상을 조절하는 방안을 채택하고 있다. 그러나 이런 조치도 고온 가열-냉각을 반복하는 열피로에 의해 발생하는 금형 표면의 열균열은 해소하지 못한다. 또 일본특원 P2015-110097은 리튬염을 첨가한 질화염욕에서 금형표면에 질소화합물층과 리튬-철복합산화물층을 형성한 다이캐스팅금형을 제안하였다. 하지만 이런 복합산화물층은 금형소재와의 열팽창율이 크게 차이가 나서 반복된 열피로에 약한 단점이 있으며, 성형물의 표면조도를 떨어뜨릴 우려가 있어 정밀하고 미려한 표면을 요구하는 경우에는 적합하지 않다.

[0006] 국제공개특허 W02013-035351에서는 Co-Cr-Mo합금으로 만든 다이캐스팅 금형을 제안하고 있는데 대기 중에서 고온가열함으로써 표면에 300~400미크론 두께의 치밀한 크롬산화물층을 형성하여 용탕에 의한 표면손상을 억제하는 기술이다. 그러나 이는 알루미늄, 티타늄이나 지르코늄과 같이 산소와의 반응성이 강한 원소가 함유된 재료는 금형과 반응을 일으키기 쉬워 사용재료에 제한이 많다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0007] 본 발명의 목적은 고온 열균열에 저항성이 크고 고온강도가 높은 고온성형용 금형을 제공하는데 있다.

[0008] 본 발명의 다른 목적은 고온가열과 급냉을 반복하는 작업에서 성형성과 내구성을 유지할 수 있는 고온성형용 금형을 제공하는데 있다.

과제의 해결 수단

[0009] 상기 목적을 달성하기 위하여, 본 발명은 내열성합금을 가공하여 금형을 성형하는 단계; 및 상기 금형의 표면에 복합화합물을 형성하는 단계;를 포함하는, 고온성형용 금형의 제조방법을 제공한다.

[0010] 본 발명의 바람직한 일예에 의한 방법에 있어서, 상기 내열성합금은 $\text{AlCoCr}_{(0.5-2)}\text{FeMo}_{0.5}\text{Ni}$ 합금; AlCoCrFeNbNi 합금; $\text{AlCoCrFeNiSi}_{(0.2-1.0)}$ 합금; $\text{Al}_{(0.2-2.0)}\text{CoCrFeNiTi}$ 합금; $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}$ 합금; $\text{AlCoCrFeNiTi}_{(0.5-1.5)}$ 합금; $\text{AlCoCrCuFeMo}_{(0.2-1.0)}\text{Ni}$ 합금; $\text{Al}_{(0.3-0.5)}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ 합금; CoCeFeMnNiV 합금; $\text{Cr}_2\text{CuFe}_2\text{MnNi}$ 합금; Ti 20~40%, W 10~40%, 및 나머지는 Nb과 불가피한 불순물로 이루어진 조성의 합금; C 0.17~0.23%, Si 0.15~0.35%, Mn 0.4~0.6%, Cr 9.0~10.0%, Co 9.5~10.5%, Mo 1.8~2.2%, W 5.0~6.0%, 산용해 Al 0.01~0.015% 및 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금; C 0.1% 이하, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 14~16%, Ni 6.5~8.5%, Mo 2~3%, Nb 0.45% 이하, 산용해 Al 0.75~1.5%, N 0.01~0.1%, 및 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금; 및 C 0.08~0.12%, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 16~18%, Ni 6.0~7.5%, Ti 0.8~1.1%, 산용해 Al 0.9~1.2%, N 0.1~0.2%, 및 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금 중 선택된 어느 하나의 것일 수 있다.

[0011] 본 발명의 바람직한 일예에 의한 제조방법에서, 상기 복합화합물을 형성하는 단계는, 상기 금형에 질화처리, 규화처리 및 붕화처리 중 선택된 적어도 하나의 처리를 실시하여 수행될 수 있다.

[0012] 본 발명의 바람직한 일예에 의한 제조방법에서, 상기 복합화합물을 형성하는 단계 이전에, 상기 금형을 열처리

하는 단계를 더 포함할 수 있다.

[0013] 바람직한 일 예에서, 상기 열처리는 1020 내지 1250 °C로 용체화처리하는 방법으로 수행될 수 있다.

[0014] 이와 같이 용체화처리한 이후로 바람직한 일예에서, 상기 복합화합물을 형성하는 단계는 봉화처리 또는 규화처리를 실시하는 방법으로 수행될 수 있다.

[0015] 본 발명의 바람직한 일 예에서, 상기 질화처리는 1000~1900°C에서 수행될 수 있다.

[0016] 본 발명의 바람직한 일예에서, 상기 봉화처리 또는 규화처리는 800~1200°C에서 수행될 수 있다.

[0017] 본 발명의 다른 일예에서는 상술한 일예들에 의한 방법으로 제조된 고온성형용 금형을 제공한다.

[0018] 본 발명의 바람직한 일예에서 금형은 그 표면경도가 1200HV 이상일 수 있다.

발명의 효과

[0019] 본 발명에 따른 고온에서도 열균형에 저항성이 크고 강도가 높은 고온성형용 금형의 제조에 유용하다.

[0020] 또한, 고온가열과 급냉을 반복하는 작업에서 성형성과 내구성을 유지할 수 있는 고온성형용 금형을 제조할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0021] 도 1은 본 발명의 일 실시예에 따른 고온성형용 금형의 제조방법을 순서에 따라 나타낸 순서도이다.

도 2는 1000°C에서 3시간 동안 봉화처리한 고엔트로피합금의 조직의 SEM 이미지.

도 3은 1150°C, 0.84bar, 1.5시간 동안 질화처리한 고엔트로피합금의 조직에 대한 SEM 이미지.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0022] 본 발명에서는 고온에서도 열균열에 대한 저항성이 크고 다양한 재료에 적용 가능한 고온 성형용 금형의 제조 방법을 확인하고자 하였다.

[0023] 본 발명자들은 700°C 이상 고온인 재료를 성형하는 금형은 종래의 금형소재보다 열균열저항성과 고온강도가 높은 재료로 만들고 그의 표면내구성을 개선하는 것이 해결방안이라는 사실에 착안하고 이를 만족하는 재료와 표면처리법을 찾는 데 노력을 기울여 본 발명에 이르렀다.

[0024] 본 발명에서는, 이를 위하여 내열성합금으로 금형을 제조한 후 금형의 표면에 복합화합물을 형성하는 과정을 수행한다. 그 결과 2000°C 이상의 고온에서 분해되는 복합화합물의 형성으로 인해 표면경도가 우수하고 열균열에 대한 저항성이 있음을 확인하였다.

[0025] 즉, 본 발명의 일 실시예에서는 고온에서도 열균열에 대한 저항성이 우수한 것을 확인할 수 있었다.

[0026] 본 발명에서는 먼저 내열성합금을 가공하여 금형을 성형한다(S10). 이때 사용되는 내열성합금은 고엔트로피합금이 가능하며, 고엔트로피합금은 각각의 원소들이 원자비로 동등이거나 일부 비율만 조정한 조성으로서, 고온에서 HV300이상 경도를 나타내는 $\text{AlCoCr}_{(0.5-2)}\text{FeMo}_{0.5}\text{Ni}$ 합금, AlCoCrFeNbNi 합금, $\text{AlCoCrFeNiSi}_{(0.2-1.0)}$ 합금, $\text{Al}_{(0.2-2.0)}\text{CoCrFeNiTi}$ 합금, $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}$ 합금, $\text{AlCoCrFeNiTi}_{(0.5-1.5)}$ 합금, $\text{AlCoCrCuFeMo}_{(0.2-1.0)}\text{Ni}$ 합금, $\text{Al}_{(0.3-0.5)}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ 합금, CoCeFeMnNiV 합금 또는 $\text{Cr}_2\text{CuFe}_2\text{MnNi}$ 합금 중의 하나일 수 있다.

[0027] 본 발명의 내열성합금은 구체적으로, C 0.17~0.23%, Si 0.15~0.35%, Mn 0.4~0.6%, Cr 9.0~10.0%, Co 9.50~10.5%, Mo 1.8~2.2%, W 5.0~6.0%, 산용해 Al 0.01~0.015% 함유하고 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금일 수 있다.

[0028] 또한, 금형은 C 0.1% 이하, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 14~16%, Ni 6.5~8.5%, Mo 2~3%, Nb 0.45% 이하, 산용해 Al 0.75~1.5%, N 0.01~0.1% 함유하고 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금일 수 있다.

[0029] 또한, C 0.08~0.12%, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 16~18%, Ni 6.0~7.5%, Ti 0.8~1.1%, 산용해 Al 0.9~1.2%, N 0.1~0.2% 함유하고 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금일 수 있다.

[0030] 또한, Ti 20~40%, W 10~40% 나머지는 Nb과 불가피한 불순물로 이루어진 조성의 합금일 수 있다.

- [0031] 금형의 표면에 복합화합물을 형성한다(S30). 구체적으로 복합화합물은 질화물층, 붕화물층 또는 규화물층 중의 하나 이상이다. 따라서, 열처리된 금형의 표면에 질화처리, 붕화처리, 규화처리 중 하나 이상을 선택적으로 수행할 수 있다.
- [0032] 본 발명에서 고온성형용 금형은 고엔트로피합금으로서, 오스테나이트 단상조직 또는 오스테나이트 기지조직에 미세석출물이 존재하는 것을 특징으로 하며, 상기 금형은 표면에 질화층, 붕화물층 및 규화물층 중의 하나 또는 이의 복합화합물층을 형성하여 표면의 경도를 향상시키는 것이다.
- [0033] 상술한 바와 같이, 고온에서 HV300이상 경도를 나타내는 $\text{AlCoCr}_{(0.5-2)}\text{FeMo}_{0.5}\text{Ni}$ 합금, AlCoCrFeNbNi 합금, $\text{AlCoCrFeNiSi}_{(0.2-1.0)}$ 합금, $\text{Al}_{(0.2-2.0)}\text{CoCrFeNiTi}$ 합금, $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}$ 합금, $\text{AlCoCrFeNiTi}_{(0.5-1.5)}$ 합금, $\text{AlCoCrCuFeMo}_{(0.2-1.0)}\text{Ni}$ 합금, $\text{Al}_{(0.3-0.5)}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ 합금, CoCeFeMnNiV 합금 또는 $\text{Cr}_2\text{CuFe}_2\text{MnNi}$ 합금 및 Ti 20~40%, W 10~40% 나머지는 Nb과 불가피한 불순물로 이루어진 조성의 합금 중 어느 하나로 제조된 금형에 질화처리, 붕화처리 또는 규화처리를 하면 이 합금 중에 가장 용점이 높고 고용도가 큰 원소(예를 들어, Mo, Ti 등)를 중심으로 화합물층이 형성되고 그 속에 다른 원소들이 혼합된 복합화합물층을 형성하여 내마모성과 내열성이 우수한 금형을 제조할 수 있게 된다. 이들 화합물층의 분해온도는 대부분 2000℃ 이상으로 내마모성과 내열성이 우수한 금형을 제공할 수 있다.
- [0034] 본 발명에서 질화처리는 1000~1900℃에서 수행되는 것이 바람직할 수 있다.
- [0035] 또한, 본 발명에서 붕화처리 및 규화처리는 800~1200℃에서 수행되는 것이 좋다. 바람직하게는 900~1050℃ 인 것이 좋다. 이때 900℃ 미만에서 수행하면 내열성합금 내의 원소와 결합하여 붕화물 또는 규화물을 생성하는 양이 적어 표면경도 향상에 큰 도움이 되지 않을 수 있으며 1050℃를 초과하는 경우에는 붕화물 또는 규화물 생성에 의한 표면경도 향상의 비율 대비 소모되는 에너지의 양이 많아 효율성이 떨어질 수 있다.
- [0036] 한편, 강중에 따라서는 복합화합물을 형성하는 단계 이전에 열처리를 수행할 수 있다(S20). 이때 금형의 열처리는 1020 내지 1250℃로 용체화처리하는 방법으로 수행될 수 있다. 본 발명의 일 실시예에서 상기 용체화 처리 이후로 담금질을 더 실시할 수 있다. 이때 용체화처리 온도는 1000℃ 이상으로 실시하면 합금 내 잔류오스테나이트 상의 증가로 연성이 증가하는 효과를 얻을 수 있다. 또한, 용체화처리 이후 -80℃ 이하로 서브제로 처리를 실시하여 잔류 오스테나이트를 감소시키면서 변형과 균열을 예방할 수 있도록 하는 것이 좋다.
- [0037] 본 발명의 일 실시예에서는 용체화 및 담금질을 실시한 합금에, 상기 복합화합물을 형성하는 단계로 질화처리 및 TiN 코팅단계를 포함할 수 있다.
- [0038] 이때 TiN코팅은 PVD(Physical Vapor Deposition)법에 의하여 수행되는 것이 좋다.
- [0039] 다른 한편으로는, 상기와 같이 용체화를 실시한 합금에, 붕화처리 또는 규화처리를 실시하여 복합화합물층을 형성할 수 있다.
- [0040] 본 발명에서 이같은 과정을 통하여 제조된 고온성형용 금형은 그 표면경도가 1200HV 이상의 고경도이다. 또한, 복합화합물층의 표면은 분해온도가 1800℃ 이상으로 고온 내마모성과 내식성을 보유하게 된다.
- [0041] [실시예]
- [0042] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 더욱 상세히 설명하고자 한다. 이들 실시예는 오로지 본 발명을 예시하기 위한 것으로, 본 발명의 범위가 이들 실시예에 의해 제한되는 것으로 해석되지 않는 것은 당업계에서 통상의 지식을 가진 자에게 있어서 자명할 것이다.
- [0043] <실시예 1-1과 1-2의 제조>
- [0044] 실시예 1-1은 $\text{AlCoCr}_2\text{FeMo}_{0.5}\text{Ni}$ 합금이며, 실시예 1-2는 $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}$ 합금이다. 실시예 1-1 및 실시예 1-2의 합금 조성은 다음 표1과 같고 불가피한 불순물을 미량 함유할 수 있다. 이들 합금의 각 원소의 조성에서 약 10% 범위 내에서는 동등수준의 물성을 얻을 수 있는 허용오차 범위로 한다.

표 1

	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Ni	Ti
실시예 1-1 (wt%)	7.7	16.7	29.5	15.8	13.6	16.7	-

실시예 1-2 (wt%)	1.6	26.1	15.4	16.5	-	26.2	14.2
------------------	-----	------	------	------	---	------	------

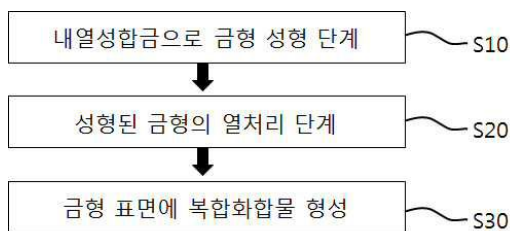
- [0046] 상기 표 1의 조성을 가지는 합금에 질화처리, 규화처리 또는 붕화처리를 하면 이 합금 중에 가장 용점이 높고 고용도가 큰 원소(예를 들어 Mo, Ti, Cr 등)를 중심으로 화합물층이 형성되고 그 속에 다른 원소들이 혼합된 복합화합물층을 형성하게 된다. 이들 화합물층의 분해온도는 대부분 1800℃ 이상으로 내마모성과 내열성이 우수한 금형을 얻을 수 있다.
- [0047] 본 발명에서 복합화합물 형성 이전 금형의 경도는 HV700~900 정도이지만 이를 900~1100℃에서 질화처리, 규화처리하거나 붕화처리하여 표면경도가 HV1200 이상 이상으로 향상된다. 이같이 질화처리 또는 붕화처리한 화합물층 최표면에서는 HV1200 이상 고경도를 얻게 될 뿐 아니라 화합물층 표면은 분해온도가 1800℃ 이상으로 고온 내마모성과 내식성을 보유하여, 고온성형 작업에서 우수한 수명을 나타낸다.
- [0048] 일 실시예로서, 1000℃에서 3시간 동안 붕화처리한 고엔트로피합금의 조직의 SEM 이미지는 도 1과 같다.
- [0049] 다른 일 실시예로서, 1150℃, 0.84bar, 1.5시간 동안 질화처리한 고엔트로피합금의 조직에 대한 SEM 이미지는 도 2와 같다.
- [0050] <실시예 2>
- [0051] Ti 30%, W 20% 나머지는 Nb과 불가피한 불순물로 이루어진 합금을 1875℃에서 4h 질화처리하였다. 이와 같이 질화처리를 실시한 후 표면으로부터 약 1.6mm 깊이까지 복합질화물층을 얻었으며 최표면층에는 약0.25mm의 티타늄 질화물층이 형성되었다. 금형소재의 심부경도는 HV220~500 정도이지만 질화처리 후에는 HV2000 이상이였다. 또한, 붕화처리한 경우, 표면에서는 HV2000 이상, 75 μ m 깊이에서 HV1700~1800 얻으며, 이들 질화물의 분해온도는 약 2000℃ 이상이였다. 따라서, 이 금형은 약 1000℃ 이상의 고온인 재료의 성형에 사용할 수 있을 정도의 내구성을 가지게 되었다.
- [0052] <실시예 3>
- [0053] C 0.17~0.23%, Si 0.15~0.35%, Mn 0.4~0.6%, Cr 9.0~10.0%, Co 9.50~10.5%, Mo 1.8~2.2%, W 5.0~6.0%, 산용해 Al 0.01~0.015% 함유하고 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 열간공구강으로서 열간단조된 소재를 1100~1150℃ 가열 유지 후 공냉 또는 유냉으로 담금질하였다. 이후 980℃에서 3시간 붕화처리한 후 표면경도를 측정하였더니 HV1200 이상의 표면경도를 나타냈다.
- [0054] <실시예 4>
- [0055] C 0.1% 이하, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 14~16%, Ni 6.5~8.5%, Mo 2~3%, Nb 0.45% 이하, 산용해 Al 0.75~1.5%, N 0.01~0.1% 함유하고 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금으로서 열간단조재를 1020~1060℃ 15min 이상 유지하여 냉각하는 용체화처리한다. 용체화처리 온도는 1038℃보다 높을수록 잔류 오스테나이트 증가로 연성이 증가한다. 용체화처리 후 -80℃ 이하로 서브제로 처리를 실시하면 잔류 오스테나이트를 감소하고 변형과 균열을 예방한다.
- [0056] 용체화처리 후 금형의 조직은 마르텐사이트 기지조직이며 붕화처리한 뒤에는 마르텐사이트에 Ni-(Cr, Mo)석출물로 강화된 조직이다. 용체화처리 후 1050℃에서 3시간 붕화처리하여 표면경도를 측정한 결과 HV1200 이상 이상의 경도값을 얻었다.
- [0057] <실시예 5>
- [0058] C 0.08~0.12%, Si 0.3~1.0%, Mn 0.3~1.0%, Cr 16~18%, Ni 6.0~7.5%, Ti 0.8~1.1%, 산용해 Al 0.9~1.2%, N 0.1~0.2% 함유하고 나머지는 Fe와 불가피한 불순물로 조성된 합금으로서 단조재를 1025~1050℃로 가열하여 15min 유지한다. 이때 가열상태에서는 오스테나이트 내에 Cr 탄화물이 고용되고 10% 델타-페라이트와 Ti 탄화물이 분포된 조직이다. 이 조직이 용체화처리 후에는 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트 조직 상태로 되며 이때 경도는 HRC 25이다. 탄소량이 높을수록 용체화 온도는 높아지고 마르텐사이트변태 시작(Ms)온도는 낮아진다. 따라서, -80℃ 이하로 서브제로 처리를 실시하면 잔류 오스테나이트를 감소하고 변형과 균열을 예방할 수 있다.
- [0059] 980℃ 이하에서 용체화처리하는 경우에는 Ti 탄화물 고용도가 낮아지므로 잔류 오스테나이트 증가로 경도가 저하한다. 용체화처리 후 1000℃에서 3시간 붕화처리한 후 표면경도를 측정하였더니 HV1200 이상의 표면경도를 나타냈다.

[0060] 상술한 실시예들에서 확인한 바와 같이 본 발명의 방법에 의하여 제조된 고온성형용 금형은 제조 후 표면경도 1200HV 이상의 경도값을 나타내어 고온에서 열균열 저항성이 높은 금형으로 제조되었음을 확인할 수 있었다. 따라서, 본 발명에 의해 제조된 고온성형용 금형은 종래의 금형보다 높은 내열성과 고온 내마모성을 가져 고온에서 성형하는 용도에 적합하며 긴 수명과 내구성으로 고온 다이캐스팅이나 압출금형, 식소물딩, 인젝션 몰딩, 스퀴즈 캐스팅 또는 유리성형 등 우수한 고온물성, 특히 고온가열과 급냉을 반복하는 열피로에 높은 저항성을 요하는 용도의 금형으로서 사용이 가능하다.

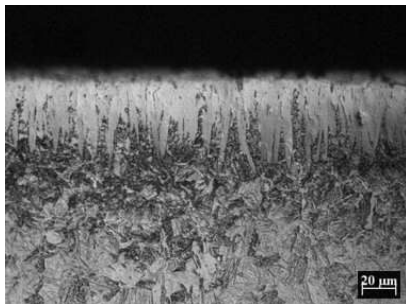
[0061] 이상으로 본 발명 내용의 특정한 부분을 상세히 기술하였는 바, 당업계의 통상의 지식을 가진 자에게 있어서 이러한 구체적 기술은 단지 바람직한 실시 양태일 뿐이며, 이에 의해 본 발명의 범위가 제한되는 것이 아닌 점은 명백할 것이다. 따라서, 본 발명의 실질적인 범위는 첨부된 청구항들과 그것들의 등가물에 의하여 정의된다고 할 것이다.

도면

도면1



도면2



도면3

