



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2021-0069725
(43) 공개일자 2021년06월11일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 9/04 (2006.01) C22F 1/08 (2006.01)
F16C 33/12 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 9/04 (2013.01)
C22F 1/08 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2021-7015406
(22) 출원일자(국제) 2018년10월29일
심사청구일자 2021년05월31일
(85) 번역문제출일자 2021년05월21일
(86) 국제출원번호 PCT/EP2018/079587
(87) 국제공개번호 WO 2020/088738
국제공개일자 2020년05월07일

(71) 출원인
오토 폭스 카게
독일 마이네르츠하겐 테어슐라거 슈트라쎄 26 (우: 데-58540)
(72) 발명자
리츠, 뵘
독일 47800 크레펠트 로트 133비
구머트, 헤르만
독일 51399 부르샤이트 루이젠 슈트라쎄 24
플레트, 토마스
독일 57392 슈말렌베르크 마일라 29
(74) 대리인
특허법인 남앤남

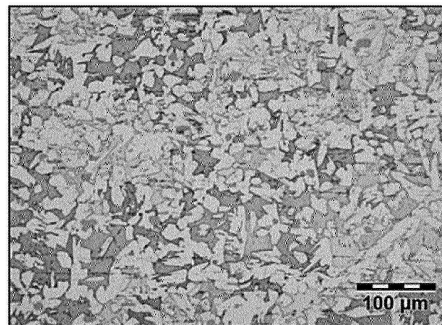
전체 청구항 수 : 총 10 항

(54) 발명의 명칭 특수 황동 합금 및 특수 황동 합금 프로덕트

(57) 요약

62.5중량% 내지 65중량%의 Cu, 2.0중량% 내지 2.4중량%의 Mn, 0.7중량% 내지 0.9중량%의 Ni, 1.9중량% 내지 2.3중량%의 Al, 0.35중량% 내지 0.65중량%의 Si, 0.3중량% 내지 0.6중량%의 Fe, 0.18중량% 내지 0.4중량%의 Sn 및 Cr(단독으로 또는 조합하여), ≤ 0.1중량%의 Pb, Zn 및 불가피한 불순물로 이루어진 나머지를 함유하는, 특수 황동 합금이 본원에 기재된다.

대표도 - 도1a



(52) CPC특허분류

F16C 33/121 (2013.01)

F16C 2204/14 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

62.5중량% 내지 65중량%의 Cu,
 2.0중량% 내지 2.4중량%의 Mn,
 0.7중량% 내지 0.9중량%의 Ni,
 1.9중량% 내지 2.3중량%의 Al,
 0.35중량% 내지 0.65중량%의 Si,
 0.3중량% 내지 0.6중량%의 Fe,
 0.18중량% 내지 0.4중량%의 Sn 및 Cr(단독으로 또는 조합하여),
 ≤ 0.1 중량%의 Pb,
 Zn 및 불가피한 불순물로 이루어진 나머지를 갖는, 특수 황동 합금.

청구항 2

제1항에 있어서, 63중량% 내지 64중량%의 Cu를 함유함을 특징으로 하는, 특수 황동 합금.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서, 2.1중량% 내지 2.2중량%의 Mn을 함유함을 특징으로 하는, 특수 황동 합금.

청구항 4

제1항 또는 제3항에 있어서, 2.0중량% 내지 2.2중량%의 Al을 함유함을 특징으로 하는, 특수 황동 합금.

청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서, 0.4중량% 내지 0.5중량%의 Fe를 함유함을 특징으로 하는, 특수 황동 합금.

청구항 6

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서, 0.2중량% 내지 0.3중량%의 Sn 또는 0.2중량% 내지 0.27중량%의 Cr을 함유함을 특징으로 하는, 특수 황동 합금.

청구항 7

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 따른 합금 조성을 갖는 특수 황동 합금 프로덕트(product)로서, 상기 특수 황동 합금 프로덕트가 고온 단조된 부분이고, 35% 내지 55%의 α -상의 비율 및 2% 내지 5%의 금속간 상의 비율을 갖는 α - β 혼합 결정 매트릭스를 포함함을 특징으로 하는, 특수 황동 합금 프로덕트.

청구항 8

제7항에 있어서, α -상의 비율이 단조 후 수행된 어닐링에 의해 감소됨을 특징으로 하는, 특수 황동 합금 프로덕트.

청구항 9

제7항에 있어서, α -상의 비율이 단조 후 수행되는 어닐링에 의해 증가됨을 특징으로 하는, 특수 황동 합금 프

로덕트.

청구항 10

제7항 내지 제9항 중 어느 한 항에 있어서, 특수 황동 합금 프로덕트가 슬라이딩되는 프로덕트, 특히, 슬라이딩 슈(sliding shoe) 또는 베어링 부싱(bearing bushing)임을 특징으로 하는, 특수 황동 합금 프로덕트.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 특수 황동 합금 및 이러한 특수 황동 합금으로부터 생산된 프로덕트(product)에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 윤활제 환경에서 전형적 마찰 적용을 위해서, 사용되는 합금의 낮은 마찰 계수가 일반적으로 요구되는데, 이때 또한 마찰 계수는 각 적용, 특히 마찰 상대재, 사용되는 윤활제 및 마찰 조건, 예컨대, 접촉 압력 및 상대 속도에 대한 미리결정된 한계 내에서 적용가능해야 한다. 이는 특히, 높은 정적 부하 및 동적 부하에 노출되는 피스톤 부싱(piston bushing)에 적용된다. 또한, 높은 상대 속도의 마찰 상대재가 있는 적용이 존재하는데, 예를 들어, 터보차저(turbocharger)의 축 베어링의 경우에는 감소된 발열 이외에 또한 마찰 표면으로부터의 우수한 열 방산을 보장하는 합금이 요구된다.

[0003] 마찰력 및 오일 접촉으로 인해, 베어링 표면 상에는 축적된 윤활제 성분을 갖는 마찰공학적 층이 형성된다. 이러한 공정에서, 심지어 그리고 이와 동시에 슬라이딩 층 상에 충분하게 안정된 흡수 층을 유지하기 위해서는 높은 축적율의 윤활제 성분 및 이의 분해 산물이 요구된다.

[0004] 게다가, 적합한 베어링 재료는 추가로 광범위 오일 상용성에 의해 특징화되고, 이에 따라 마찰공학적 층의 형성은 특정 오일 첨가제의 선택에 크게 민감하지 않다. 추가 목적은 건조 마찰 조건 하에 충분한 사용 수명이 보장될 수 있도록 우수한 건조 활주 특성을 갖는 마찰 적용을 위한 합금을 제공하는 것으로 이루어진다.

[0005] 마찰-응력 성분의 경우, 추가로, 사용되는 합금은 충분한 강도를 갖는 것이 중요하다. 따라서, 부하 하에 발생하는 소성 변형을 가능한 적게 유지하기 위해 높은 0.2% 탄성 한계가 존재해야 한다. 추가로, 이의 내마모성 및 접촉 응력을 증가시키기 위해 높은 인장 강도를 갖는 특히 경질 합금을 제공하는 것이 필요하다. 또한, 충격 응력에 대항하는 보호로 충분한 인성이 요구된다. 이와 관련하여, 미소결함의 수 및 생성되는 결함 성장을 감소시키는 것이 필요하다. 이는 내부 응력을 대체로 받지 않는 가장 높은 가능한 파괴 인성을 갖는 합금을 제공하는 조건과 관련된다.

[0006] 마찰-노출 성분에 적합한 합금은 일반적으로, 주성분으로서 구리 및 아연 이외에, 원소 니켈, 철, 망간, 알루미늄, 규소, 티탄 또는 크롬 중 적어도 하나로 이루어진 합금 첨가제를 포함하는 특수 황동이다. 여기서, 특히 규소 황동은 상기 언급된 요건들을 만족시키는데, 여기서 CuZn31Si1은 피스톤 부싱과 같은 마찰 적용을 위한 표준 합금을 나타낸다. 게다가, 마찰 적용을 위해 또는 채광을 위해 주석 및 구리 이외에 니켈, 아연, 철 및 망간을 추가로 포함하는 주석 청동을 사용하는 것이 공지되어 있다.

[0007] 슬라이딩에 노출된 기계 부품, 예컨대, 베어링, 웜기어, 기어휠, 및 슬라이딩 슈(sliding shoe) 등에 적합한 구리-아연 합금의 일례로서 CH 223 580 A가 참조된다. 2중량% 내지 8중량% 알루미늄, 0.05중량% 내지 3중량% 규소 및 0.5중량% 내지 10중량% 망간, 나머지 아연의 합금 첨가제와 50중량% 내지 70중량%의 구리 비율이 개시되어 있다. 또한, 합금은 최대 10중량%까지의 납뿐만 아니라 0.1중량% 내지 5중량%의, 철, 니켈 및 코발트로 이루어진 균으로부터 선택된 하나 이상의 원소를 포함할 수 있다. 더욱이, EP 0 407 596 B1으로부터, 특수 황동 합금은 구리, 아연, 망간, 알루미늄 및 규소 이외에, 임의의 합금 성분으로서 철, 니켈 및 코발트를 포함하는 특수 황동 합금이 공지되어 있다. 또한, 0.03중량% 내지 1중량% 비율의 산소가 제공된다. 더욱이, DE 15 58 467 A에는 슬라이딩 및 마찰에 노출된 물체를 위해 제공된 또 다른 특수 황동 합금이 개시되어 있다. 45 wt%까지 이를 수 있는 구리 및 아연 비율 이외에, 망간 및 규소뿐만 아니라 텔루륨의 합금 첨가제가 존재한다. 또한, Fe, Ni, Al 및 Be는 추가적인 임의의 합금 성분을 나타낸다. 게다가, DE 15 58 817 B2 및 DE 59 949 C1에는 마모가 감소된 베어링 재료를 형성하는 광범위 조성을 갖는 구리 합금이 기재되어 있다.

[0008] 특수 황동 합금으로부터 생산된 제품의 특정 특성을 달성하기 위해, 상이한 합금 원소를 갖는 합금이 사용된다. 그러므로, 이러한 성분의 경우, 이에 따라 여러 제품의 재고를 유지하고, 특히 또한 이러한 매우 다양한 합금의

취급을 마스터하는 것이 필요하다.

- [0009] JP 2001-355029 A에는 싱크로나이저 링(synchronizer ring) 및 이에 따른 일시적으로 가변적인 마찰 부하를 위해 설계된 부품이 개시되어 있다. 이러한 부품은 블랭크(blank)의 주조, 튜브의 열간 압출 성형, 링의 절단, 열간 단조 및 후속 머시닝의 단계에 의해 생산된다. 싱크로나이저 링은 62.46%의 Cu, 30.8%의 Sn 및 0.053%의 Cr, Zn로 이루어진 나머지를 함유하는 특수 황동 합금으로부터 생산된다.
- [0010] 문헌[Weber et al.: "Neuer Pb-freier Kupferwerkstoff für Gleitlageranwendungen in Verbrennungsmotoren und Getrieben [New Pb-free Copper Material for Slide Bearing Applications in Combustion Engines and Transmissions]," Metall: Fachzeitschrift für Metallurgie; Technik, Wissenschaft, Wirtschaft, GDMB-Verlag, Volume 63, No. 11, pages 564-567 (November 1, 2009)]에는 58%의 Cu, 0.5%의 Pb, 1%의 Si, 2%의 Mn, 0.5%의 Ni, 0.5%의 Fe, 2%의 Al, Zn로 이루어진 나머지의 조성을 갖는 특수 황동 합금으로 제조된 슬라이드 베어링이 개시되어 있다.
- [0011] 높은 강도, 마찰 부하 하의 향상된 내마모성 및 윤활이 부족한 경우의 우수한 건조 활주 특성에 의해 특징화되는 추가의 특수 황동 합금이 EP 3 269 835 B1로부터 공지되어 있다. 이러한 특수 황동 합금은 60중량% 내지 62중량%의 Cu, 2.1중량% 내지 2.5중량%의 Mn, 0.2중량% 내지 0.6중량%의 Ni, 2.9중량% 내지 3.1중량%의 Al, 0.35중량% 내지 0.65중량%의 Si, ≤ 0.1 중량%의 Fe, ≤ 0.1 중량%의 Sn, ≤ 0.1 중량%의 Pb, Zn 및 불가피한 불순물로 이루어진 나머지를 갖는 합금이다. 이러한 특수 황동 합금으로부터 생산된 제품은 합금 제품에 높은 기계적 내마모성을 주는 구조에서 긴 금속간 상에 의해 특징화된다. 압출 성형 시, 이들 금속간 상은 우수한 종방향 정렬 경향을 일으키려고 한다. 여기서, 주로 Mn-실리사이드의 금속간 상의 긴 형태는 매트릭스를 마모-발생 응력에 대항하여 보호하는 기능을 갖는다. 따라서, β 상 또는 β -상-우세 매트릭스의 결정립 크기는 100 μm 내지 300 μm 이다. 여기서, 이러한 합금으로부터 생산된 제품은 비교적 거친 결정립이지만, 이는 이러한 합금으로부터 생산된 반제품에 적용되는 금속 절삭 공정 시 칩 브레이킹(chip breaking)에 유리할 수 있다.
- [0012] 종래에 공지된 이러한 합금은 긍정적인 특성을 갖지만, 냉간 성형 중에 결정립계 균열이 형성될 수 있기 때문에 생성된 비교적 거친 결정립은 또한 종종 불리한 것으로 여겨진다. 이러한 합금으로부터 생산된 반제품은 기계적으로 용이하게 가공될 수 있지만, 기계적 가공으로부터, 특히, 금속 절삭 공정으로부터 생성된 나머지 표면 거칠기는, 특수 황동 합금 제품이 낮은 표면 거칠기만을 갖도록 가정되는 경우 후속적인 연마 또는 유사한 표면 가공으로 인한 추가 가공 노력을 들이지 않으려면 더 낮은 것이 요망될 것이다. 또한, 이들 특수 황동 합금 제품 또는 반제품은 비교적 큰 열 완화에 주어지는 것으로 밝혀졌다. 결과적으로, 특정 상황 하에, 예를 들어, 열 완화를 위해 따라야 하는 공정 범위가 매우 좁게 유지되어야 한다. 추가로, 더욱이, 제품이 더 높은 온도 및 또한 특히 더 큰 온도 변화에 주어지는 경우, 이러한 합금의 상기 열 완화 과정은 강도의 감소를 초래할 수 있다.
- [0013] 이와 같이 논의된 종래 기술로부터 착수하여, 본 발명의 기본 목적은 따라서 유형과 관련하여 종래에 EP 3 269 835 B1에 개시된 합금과 유사하지만 결정립 크기 및 열 완화 거동에 관하여 개선된, 특수 황동 합금뿐만 아니라, 이러한 합금으로부터 생산된 특수 황동 합금 프로덕트를 제안하는 것이다.

발명의 내용

- [0014] 본 발명에 따르면, 이러한 목적은
- [0015] 62.5중량% 내지 65중량%의 Cu,
- [0016] 2.0중량% 내지 2.4중량%의 Mn,
- [0017] 0.7중량% 내지 0.9중량%의 Ni,
- [0018] 1.9중량% 내지 2.3중량%의 Al,
- [0019] 0.35중량% 내지 0.65중량%의 Si,
- [0020] 0.3중량% 내지 0.6중량%의 Fe,
- [0021] 0.18중량% 내지 0.4중량%의 Sn 및 Cr(단독으로 또는 조합하여),
- [0022] ≤ 0.1 중량%의 Pb,

- [0023] Zn 및 불가피한 불순물로 이루어진 나머지를 갖는, 특수 황동 합금에 의해 달성된다.
- [0024] 이러한 특수 황동 합금은 주조 프리폼 또는 압출 성형된 프리폼인 첫 번째 초기 모양의 반제품에서 이미 형성된 매우 균질하고 미세한 결정립의 마이크로구조에 의해 특징화된다. 평균 결정립 크기는 40 μm 내지 150 μm 이다. 합금의 주조는 훨씬 더 미세한 결정립 크기를 야기한다. 더욱이, 특수한 특징은 상기 반제품에서 이미 이러한 특수 황동 합금이 α - β 구조로서, α -상이 β 상에 격자형 또는 스트립형으로 엔클로징되거나 상기 상을 침투하는 구조를 갖는다는 것이다. 이러한 방식으로 α -상의 입자는 β -매트릭스의 결정립에 연결되고, 그 결과 결정립 네트워크는 α -상에 의해 집중적으로 계속 상호침투되고, 이에 따라 냉간 성형 응력의 경우에도 계속 보존된다. 이러한 합금에서, 이 구조는 우선적인 방향 없이 압출 성형된 프리폼에서도 형성되고, 그에 따라 동일하거나 거의 동일한 구조가 압착된 연결편의 종방향뿐만 아니라 횡방향에서 관찰될 수 있다는 것이 흥미롭다. 결과적으로, 확실히 반제품일 수 있는 이러한 특수 황동 합금으로부터 생산된 특수 황동 합금 프로덕트의 구조에서 결정립계는, 전형적으로 분명히 10% 미만의 α -상 비율을 갖는 구조가 훨씬 더 우세한 β 상을 포함하고 α -상이 기껏해야 결정립계의 영역에 또는 β -상 내에 존재하는 종래에 EP 3 269 835 B1에 기재된 합금과 달리, 약한 지점을 나타내지 않는다. 이는 이러한 신규한 합금이 냉간 성형 중에 결정립계 균열에 취약하지 않기 때문이다. 또한, 이러한 특수 황동 프로덕트가 고온에서 또는 온도 변화의 영향 하에 사용되는 경우, 실제로 미세 결정립 크기가 달성되면서 강도의 감소가 상기 언급된 합금에 비해 방지되거나 상당히 감소된다.
- [0025] 놀랍게도, 구조의 이러한 상당한 차이 및 따라서 이러한 합금으로 달성된 이점은 EP 3 269 835 B1로부터 공지된 것에 비해 합금 조성의 비교적 적은 변화에 의해 구현될 수 있다는 것이 주지되었다. 약간 더 많은 α -상을 달성하도록 이러한 특수 황동 합금의 아연 등가물을 약간 변화시키는 것이 EP 3 269 835 B1로부터 공지된 것에 비해 특수 황동 합금 제품에 이러한 상당한 변화를 야기할 것이라는 점은 예측 가능하지 않았다. 따라서, 이는 이미 초기 성형, 즉, 주조 또는 압출 성형 중에 합금의 구성에 참여하는 원소들의 결과로서 예상치 못한 상호작용인데, 이에 의해서 특수 황동 합금 또는 이로부터 생산된 제품 또는 반제품의 긍정적인 특성이 야기된다. 이는 또한 낮은 열 완화를 포함하고, 따라서 이에 상응하여 열 완화에 큰 공정 범위가 할당될 수 있다.
- [0026] 이러한 특수 황동 합금에서, 이미 명시된 바와 같이, 이러한 특수 황동 합금이 반제품을 생산하기 위해 압출 성형될 때, 압착된 제품의 중심과 가장자리 구역 간의 구조적 차이는 감지되지 않을 수 있다는 점이 주목된다. 흥미롭게도, 압착된 제품의 종방향 연장 또는 횡방향 연장 둘 모두로 격자형 방식에서 β -상을 침투하는 α -상은 이의 종방향 축 배향에 대해 상이하게 형성되지 않고, 어떠한 경우에는 상당히 상이하게 형성되지 않으며, 따라서 β -상을 침투하는 α -상은 압착된 제품에서 우선적인 방향을 갖지 않는다. 그러므로, 이러한 프리폼은 바람직한 구조적 연장을 고려할 필요 없이 가공될 수 있다. 예를 들어, 단조용으로 의도된 압출 성형된 연결편의 단면은 따라서 압출 성형 방향과 무관하게 형성될 수 있다. 게다가, α - β 매트릭스에 엠베딩된 금속간 성분, 즉, 실리사이드는, EP 3 269 835 B1로부터 공지된 특수 황동 합금의 긴 습성과 대조적으로, 기껏해야 약간만 긴 다소 둥근 구형 습성을 갖고, 따라서 이들은 또한 기껏해야 약간만 신장되어 우선적인 방향을 갖지 않는다는 점에서 특히 유리하다. 그리고, 결과적으로, 이들은 또한 성형 중 파괴되지 않는다.
- [0027] 결정립 정련에 영향을 주는 원소 Sn 및 Cr는 단독으로 또는 조합하여 합금 중 0.18중량% 내지 0.4중량%의 양으로 참여한다. 일 구현예에 따르면, 합금은 Sn만을 함유하고 Cr를 함유하지 않는 것으로 제공된다. Sn 비율은 바람직하게는 0.2중량% 내지 0.3중량%이다. 또 다른 설계에서, 합금은 Sn을 함유하지 않지만, 바람직하게는 0.2중량% 내지 0.27중량%의 양으로 Cr를 함유한다. 0.4중량%를 초과하는 이들 원소의 양은 유의한 개선을 야기하지 않는다. Sn 및 Cr 이외에, Fe 함량이 또한 결정립 정련에 기여한다. Sn이 사용되는 경우, 이는 또한, 합금으로부터 생산된 특수 황동 합금 프로덕트의 표면 상에 패시베이션 층의 형성에 관하여, 이의 마찰공학적 특성이 개선되도록 긍정적인 특성을 갖는다.
- [0028] 이러한 특수 황동 합금으로부터 생산된 반제품은 우수한 냉간 성형성에 의해 특징화된다. 따라서, 예를 들어, 슬라이딩 슈와 같이, 이러한 특수 황동 합금으로부터 상당한 성형물이 생산에 요해지는 제품을 생산하는 것이 또한 가능하다. 예를 들어, 슬라이딩 슈의 경우에, 플랜지를 형성하기 위해 단조 후 반제품을 플랜징할 수 있어야 한다. 이러한 우수한 냉간 성형성에도 불구하고, 이 재료는 사용 중 이러한 슬라이딩 슈에 대한 요건, 특히, 요망되는 안정성 시간을 만족시키기에 충분히 단단하다.
- [0029] 열 완화 저항성은 이미 상술된 미세-결정립 구조 및 α - β 매트릭스에 의해 달성된다. 이와 관련하여, 보여질 수 있는 또 다른 긍정적인 효과는 매트릭스의 결정립이 조절을 거치지 않고, 이에 따라, 우선적인 방향을 갖지 않는다는 것이다.
- [0030] 이러한 합금에서, 또한 이의 전기 전도도는 EP 3 269 835 B1로부터 공지된 합금에 대해 대략 10% 감소된다는 것

이 주목된다. 이에 상응하여, 더 낮은 부식 전류가 흐를 수 있기 때문에, 이러한 방식으로 내식성이 또한 향상된다.

[0031] 주조 프리폼 또는 압출 성형 프리폼에서 이러한 α -상의 비율은 대략 40% 내지 60%이다. 주조 프리폼 또는 압출 성형 프리폼에서 이와 같이 존재하는 α -상의 비율은 예기치 못한 것이었는데, 그 이유는 EP 3 269 835 B1에 따른 합금과 비교하여 이러한 합금 상태에서 α -상의 비율이 단지 기껏해야 10%이고, 전형적으로 분명히 10% 미만이기 때문이다. 상기 언급된 제한치 내에서 α -상 및 β -상의 대략 동등한 비율은 최종 제품에서 요망되는 구조 구성에 따라, 예를 들어, 어닐링과 같은 열 처리 공정에 의해 α -상의 비율을 감소시키거나 증가시킬 수 있게 하기 위한 우수한 출발점을 나타낸다. 저온, 전형적으로 270℃ 내지 290℃의 범위에서 4.5 h 내지 6 h 동안 합금 제품의 열 처리에 의해, α -상의 비율은 이들 열 처리 파라미터로 분명히 감소될 수 있는, 즉, 20% 내지 25% 감소될 수 있다. 더 높은 온도, 예를 들어, 435℃ 내지 460℃에서 대략 2.5 h 내지 3.5 h 동안의 열 처리는 α -상 비율의 증가를 야기한다. 이러한 방식으로, 70% 내지 75%의 α -상 비율을 갖는 특수 황동 합금 제품이 생산될 수 있다. 그러한 정도까지, 최종 제품에 실제로 요망되는 α -상의 비율이 개별적으로 초기 성형과는 무관하게 조절될 수 있다.

[0032] 이러한 합금으로부터 생산된 제품의 이들 긍정적인 내마모성 특성은 이미 경도에 반영되어 있다. 압출 성형 후, 반제품은 135 내지 145 HB [2.5/62.5]의 경도를 갖는다. 성형 후 열 처리에 의해, 경도는 가공물이 상술된 더 높은 온도에서 더 짧은 처리 기간 동안 열 처리되는 경우 160 HB 초과로 값으로 증가될 수 있다.

[0033] 이러한 특수 황동 합금은 바람직하게는 63중량% 내지 64중량%의 Cu, 2.1중량% 내지 2.2중량%의 Mn, 2.0중량% 내지 2.2중량%의 Al 및 0.4중량% 내지 0.5중량%의 Fe를 함유한다.

도면의 간단한 설명

[0034] 이하에서, 본 발명은 첨부된 도면을 참조로 구현예를 이용하여 설명된다. 도면은 하기를 나타낸다:

도 1a 내지 1d는 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로 제조된 압착 상태의 압출 성형된 샘플의 광현미경 사진이다.

도 2는 본 발명에 따른 제2 특수 황동 합금의 광현미경 사진과 비교한 연마된 종단면 및 횡단면에서 도 1의 합금의 샘플에 대한 광현미경 사진이다.

도 3은 비교 샘플과 병치된 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금의 연마된 종단면의 상세도이다.

도 4는 비교 샘플과 병치된 본 발명에 따른 제2 특수 황동 합금의 연마된 종단면의 상세도이다.

도 5는 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로부터 생산된 슬라이딩 슈의 광현미경 사진이다.

도 6은 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로부터 생산된 선반 부싱의 광현미경 사진이다.

도 7은 단조 후 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로부터 단조에 의해 형성된 홀딩 세그먼트의 마이크로구조 이미지이다.

도 8은 단조의 하류에서 열 처리(어닐링) 후 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로부터 단조에 의해 형성된 홀딩 세그먼트의 마이크로구조 이미지이다.

도 9는 단조 후 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로부터 단조에 의해 형성된 슬라이딩 슈의 마이크로구조 이미지이다.

도 10은 단조의 하류에서 열 처리(어닐링) 후 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금으로부터 단조에 의해 형성된 슬라이딩 슈의 마이크로구조 이미지이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0035] 본 발명에 따른 두 개의 특수 황동 합금 및 비교 합금으로부터 샘플을 제조하고, 후속하여 대략 700℃에서 압출 성형하였다. 비교 합금의 샘플 V의 조성 및 본 발명에 따른 특수 황동 합금으로 제조된 두 개의 샘플 E1, E2의 조성을 하기에 동일하게 나타냈다(규격 중량%):

	V	E1	E2
Cu	61	63,5	63,7
Mn	2,3	2,2	2,0
Ni	0,4	0,73	0,73
Al	3,0	2,2	2,1
Si	0,6	0,6	0,49
Fe	0,05	0,49	0,5
Sn	-	0,22	-
Pb	0,05	≤ 0,1	≤ 0,1
Cr	0,013	-	0,21
Zn	나머지	나머지	나머지

[0036]

[0037]

비교 합금은 구현예에서 EP 3 269 835 B1에 기재된 특수 황동 합금이다. 샘플 E1은 본 발명에 따른 특수 황동 합금의 Sn-함유 변형예를 나타내는 본 발명에 따른 제1 특수 황동 합금이다. 도 1은 압착된 연결 조직의 종방향(도 1a 및 1b)뿐만 아니라 이에 대해 횡방향(도 1c, 1d)으로 이동된, 압착 상태의 이러한 합금의 광현미경 사진을 나타낸 것이다. 도 1a 및 1c는 중심으로부터 이동된 것이고, 도 1b 및 1d는 방사상 가장자리 구역으로부터 이동된 것이다. 샘플 1a 및 1b는 압착된 연결편의 종방향으로 이동된 반면, 샘플 1c 및 1d는 이에 대해 횡방향으로 이동된 것이다. 마이크로구조가 중심으로부터 가장자리까지 및 또한 종방향 및 횡방향 모두에서 균질하다는 것이 주목된다. 더욱이, 이들 광현미경 사진은 이러한 합금에 대해 전형적인 α - β 구조를 나타낸 것인데, 여기서 α -상(경질 결정립)은 격자형 또는 스트립형 방식으로 β 결정립을 상호침투하고 있다.

[0038]

압착된 연결편의 이러한 특수한 마이크로구조는 또한 약간 확대되어 나타나 있는 도 2의 광현미경 사진으로부터 분명해진다. 이 도면에서, 샘플 E1은 좌측에 나타나 있고, 샘플 E2는 우측에 이의 구조가 나타나 있다. 샘플 E2는 본 발명에 따른 특수 황동 합금의 Cr-함유 변형예이다. 각 경우에 상단 이미지 쌍은 압착된 연결편의(프리폼의) 종방향 연장의 구조를 나타낸 것이다. 도 2의 하단 이미지 쌍은 횡방향의 구조를 나타낸 것이다. 마찬가지로 이들 광현미경 사진으로부터, 흥미롭게도 샘플 E1, E2의 종방향과 횡방향의 매우 균질한 구조 형태를 볼 수 있다. 이들 광현미경 사진에서 또한 α -상은 더 경질의 성분이다.

[0039]

도 3 및 4는 각 경우에 샘플 V의 광현미경 사진과 병치된 샘플 E1(도 3) 및 비교 합금 V의 샘플의 광현미경 사진과 병치된 본 발명에 따른 제2 샘플 E2(도 4)의 병치된 광현미경 사진을 나타낸 것이다. 이들 병치에 의해서, 비교 합금과 비교하여 유의하게 상이한 본 발명에 따른 특수 황동 합금의 구조적 형태가 명확해진다. 가공 상태에서 "압착된 연결편"의 비교 합금은 오로지 β -상만을 나타낸 반면, 본 발명에 따른 합금에서는 α -상의 결정립이 인접한 β -상 결정립의 결정립계를 넘어 연장되어 있는 α -상이 상호침투된 β -상을 볼 수 있다.

[0040]

예를 들어, 압출 성형된 연결편 형태의 본 발명에 따른 특수 황동 합금으로부터 초기에 형성된 반제품은 대략 35% 내지 55%, 특히, 대략 40% 내지 대략 50%의 α -상 비율을 갖는다. 본 발명에 따른 샘플 E1 및 E2에서 α -상 비율은 각 경우에 대략 45%이다. β -상은 나머지를 형성한다. 금속간 상의 비율은 대략 3%이다.

[0041]

본 발명에 따른 특수 황동 합금에서, 상술된 합금-의존적 구조 형태는 논의된 열적 목적 및 기계적 목적으로만 사용되는 것이 아니다. 대신, α -상 및 β -상이 균질하게 분포된 이러한 구조 형태는 완제품에 부과되는 요건에 따라 α -상의 비율 조절을 가능하게 하기에 적합하다. 이는 열 처리(어닐링)에 의해 수행될 수 있다. 반제품이 더 낮은 온도이되 더 긴 처리 기간 동안 어닐링되는 경우, α -상의 비율은 감소된다. 이를 달성하기 위해, 반제품은 260°C 내지 300°C의 온도에서 4 h 내지 6 h 동안, 특히, 대략 280°C에서 5 h 동안 처리된다. 이들 파라미터로 열 처리를 수행함으로써, α -상의 비율은 30% 이하로 감소될 수 있다.

[0042]

그러나, 열 처리가 더 짧은 시간 동안 더 높은 온도에서 수행되는 경우, 압착된 연결편 중의 비율과 관련하여 α -상의 비율이 증가된다. 이러한 열 처리는 430°C 내지 470°C의 온도에서 2.5 h 내지 4 h 동안, 특히, 대략 450°C의 온도에서 3 h 동안 수행된다. 이후 α -상의 비율은 65% 이상으로 증가될 수 있다.

[0043]

α -상의 비율이 낮아지면 금속간 상의 비율이 어느 정도 증가되는데, 여기에는 이후 비례적으로 이러한 어닐링

된 제품에 4.5% 내지 5.5% 비율이 포함될 수 있다.

[0044] 본 발명에 따른 특수 황동 합금이 단조에 의해 압착된 연결편 세그먼트를 형성시키는 데 특히 적합하고, 이에 균질한 압출 성형 구조가 또한 기여한다. 도 7은 샘플 E1으로부터의 단조된 홀딩 세그먼트를 나타낸 것이다. 단조는 700℃에서 수행된다. 도 7의 마이크로구조 이미지에서 알 수 있는 바와 같이, 단조 후에도 원래 구조 형태가 대체적으로 여전히 보일 수 있고, 이에 따라 보존되어 유지된 것이다.

[0045] 도 8은 280℃에서 5 h 동안 열 처리가 수행된 후의 홀딩 세그먼트를 나타낸 것이다. 열 처리는 구조의 추가 균질화에 기여하였다. 이러한 열 처리에서, 단조 후 대략 40%의 α-상의 비율이 열 처리에 의해 대략 29%로 감소되었다. 또한, 경도는 대략 140 HB [HBW 2.5/62.5]에서 대략 148 HB로 증가되었다.

[0046] 샘플 E1으로부터, 단조에 의해, 슬라이딩 슈가 또한 생산되었다. 도 9는 710℃에서 수행된 단조 단계 후의 구조를 나타낸 것이다. 압착된 연결편에 설정된 마이크로구조 세트는 또한 단조에도 불구하고 이러한 샘플에서 대체적으로 보존되어 유지되었다. 단조된 슬라이딩 슈는 후속하여 450℃에서 3 h 동안 열 처리되었다. 도 10은 α-상의 비율이 어닐링 단계에 의해 증가된, 즉, 단조 후 대략 50%에서부터(압착된 연결편 중 α-상 비율에 상응함) 대략 68%로 증가되었다는 것을 나타낸다. 경도 HB는 단조 후 경도와 비교하여 어닐링에 의해 단지 약간만 상승된, 즉, 155 HB [HBW 2.5/62.5]에서부터 159 HB로 상승되었다.

[0047] 비교 합금의 샘플 V에서, 압착된 연결편의 매트릭스는 < 1% 비율의 α-상을 함유하였다.

[0048] 본 발명에 따른 특수 황동 합금에서, 이는 비교 합금의 샘플 V에 비해, 10% 넘게 약간 감소된 전기 전도도를 갖는다는 것이 흥미롭다. 전기 전도도는 비교 합금에서 10.4 MS/m 내지 10.7 MS/m인 반면, 본 발명에 따른 합금 E1에서 단지 8.8 MS/m이다. 이는 이러한 특수 황동 합금의 내식성을 향상시킨다.

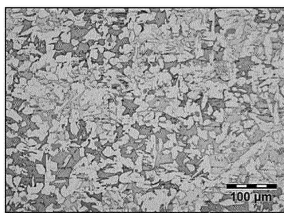
[0049] 샘플 E1 및 E2의 기계적 특징은 하기 표로부터 얻어질 수 있다:

	인장 강도 Rm [N/mm ²]	파단시 연신률 As [%]	0,2 %- 탄성 한계 Rp0,2 [N/mm ²]
E1	550	18	250
E2	545	21	243

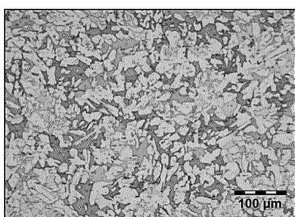
[0050]

도면

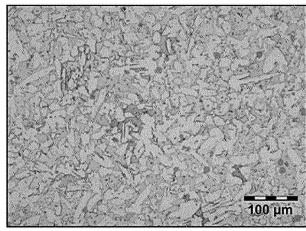
도면1a



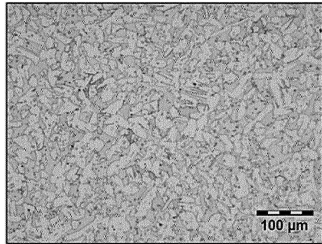
도면1b



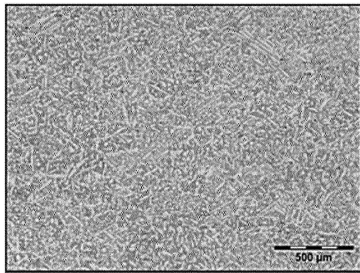
도면1c



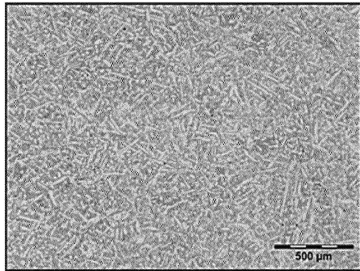
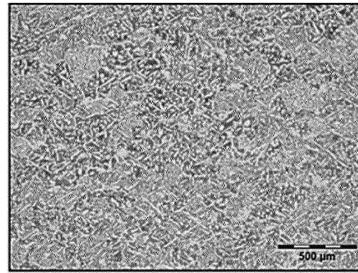
도면1d



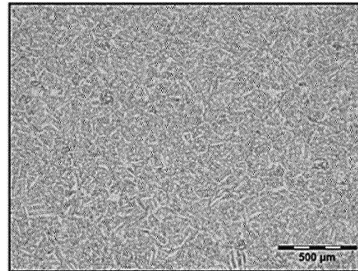
도면2



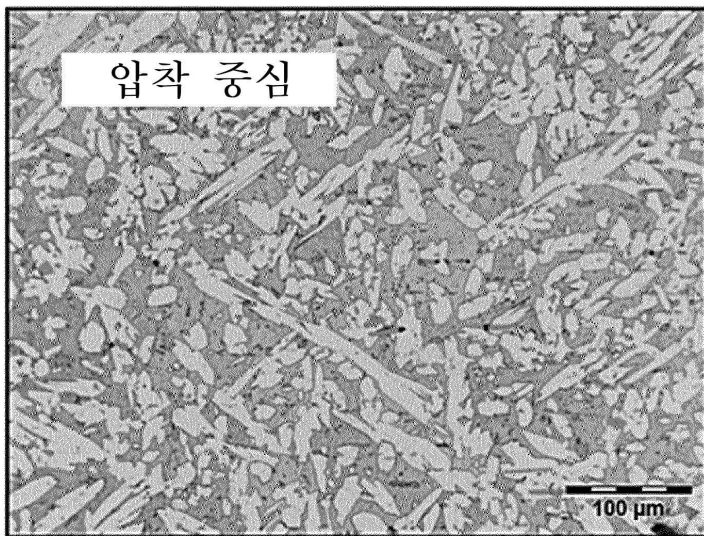
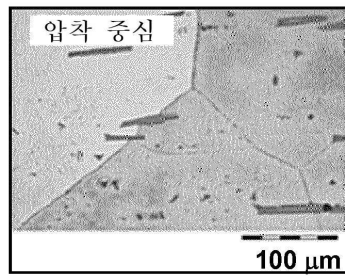
연마된
종단면



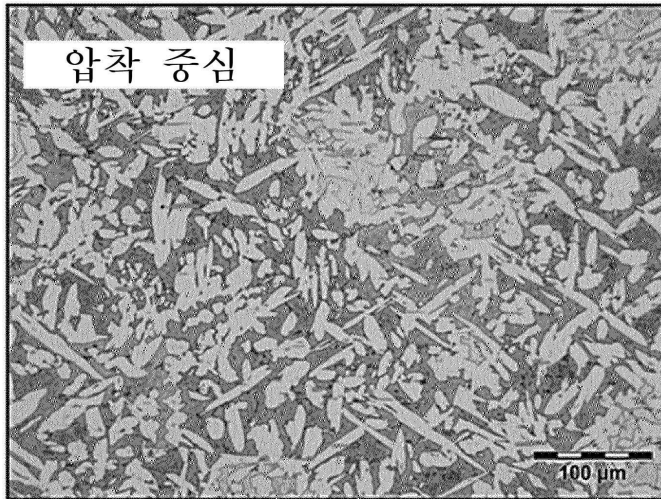
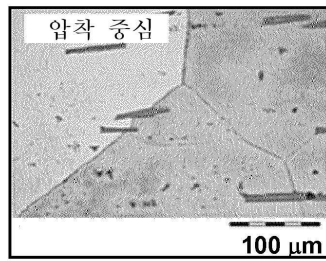
연마된
횡단면



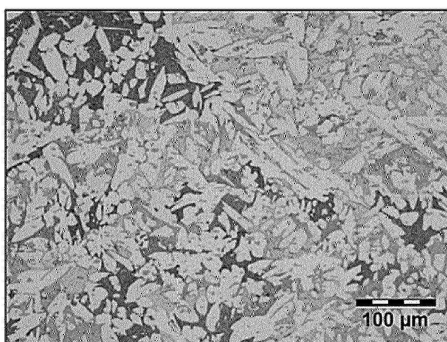
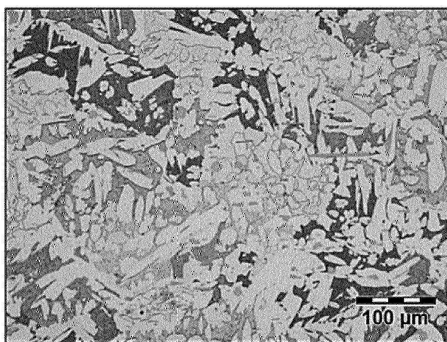
도면3



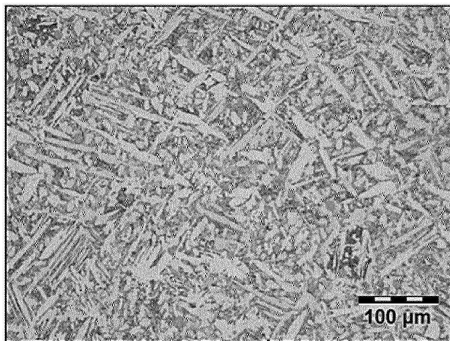
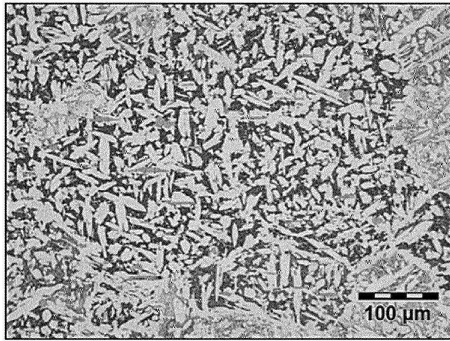
도면4



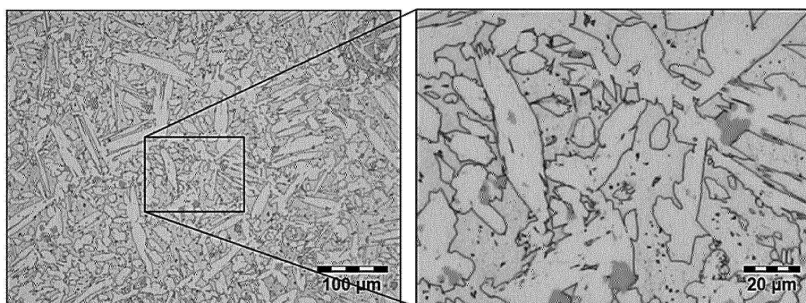
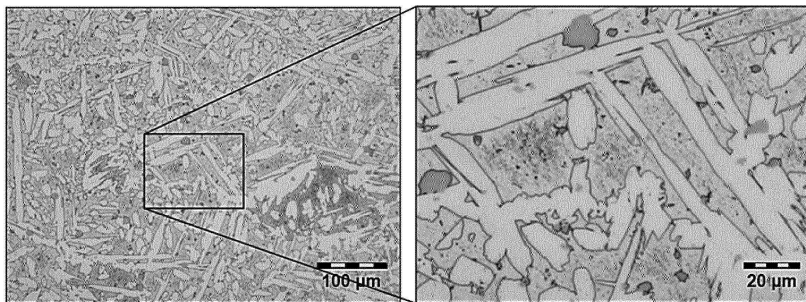
도면5



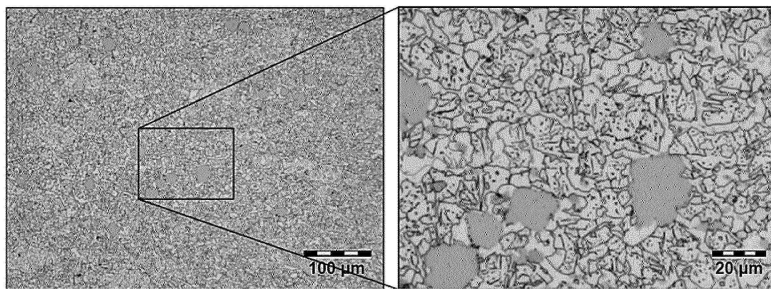
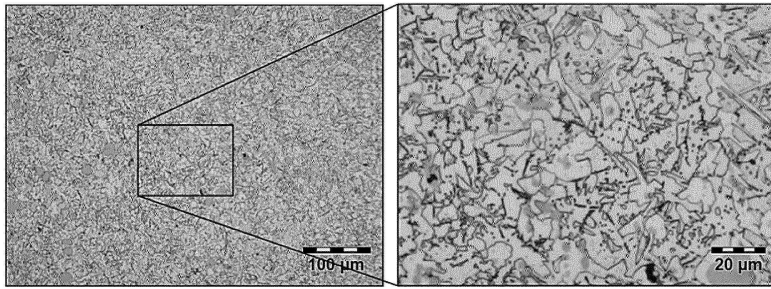
도면6



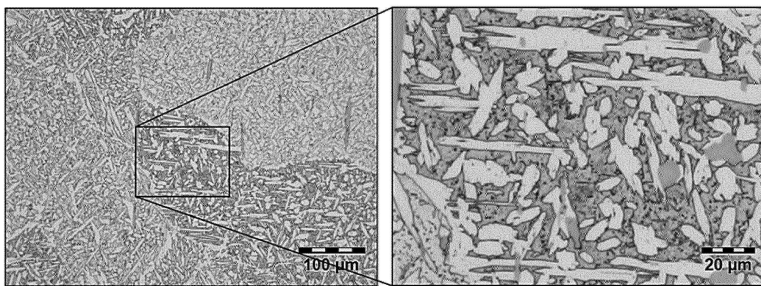
도면7



도면8



도면9



도면10

