



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2020-0067472
(43) 공개일자 2020년06월12일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)

C22C 9/00 (2006.01) C22C 1/02 (2006.01)

C22F 1/08 (2006.01) H01B 1/02 (2006.01)

(52) CPC특허분류

C22C 9/00 (2013.01)

C22C 1/02 (2013.01)

(21) 출원번호 10-2018-0154367

(22) 출원일자 2018년12월04일

심사청구일자 2018년12월04일

(71) 출원인

주식회사 포스코

경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)

재단법인 포항산업과학연구원

경북 포항시 남구 청암로 67 (효자동)

(72) 발명자

강희수

경상북도 포항시 남구 지곡로 337(지곡동, 그린빌라) 355동 202호

박언병

경상북도 포항시 남구 지곡로 294(지곡동, 효자그린아파트) 224/103

(74) 대리인

특허법인씨엔에스

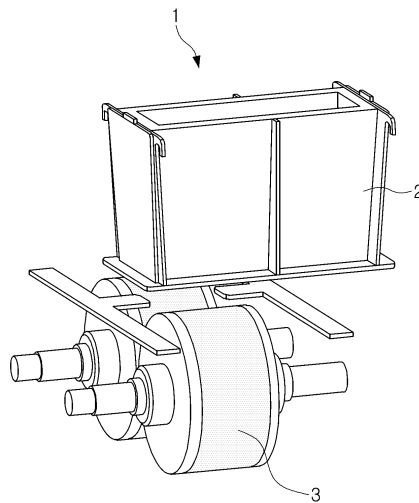
전체 청구항 수 : 총 9 항

(54) 발명의 명칭 고강도 고전도도 동합금 및 그 제조방법

(57) 요약

본 발명은 중량%로, Fe: 10~30%, 잔부 Cu 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 과포화 Cu 기지조직 및 과포화 Fe 정출상(phase)으로 이루어지며, 상기 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 포함하고, 상기 과포화 Fe 정출상 내에 미세한 Cu 입자를 포함하는 고강도 고전도도 동합금을 제공한다.

대표도 - 도1



(52) CPC특허분류

C22F 1/08 (2013.01)

H01B 1/026 (2013.01)

명세서

청구범위

청구항 1

중량%로, Fe: 10~30%, 잔부 Cu 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고,
미세조직은 과포화 Cu 기지조직 및 과포화 Fe 정출상(phase)으로 이루어지며,
상기 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 포함하고, 상기 과포화 Fe 정출상 내에 미세한 Cu 입자를 포함하는 고강도 고전도도 동합금.

청구항 2

제 1 항에 있어서,
상기 과포화 Fe 정출상의 크기가 7.5~15 μm 이며, 종횡비(aspect ratio)가 4~6 인 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금.

청구항 3

제 1 항에 있어서,
상기 미세한 Fe 입자의 크기가 0.01~2.0 μm 인 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금.

청구항 4

제 1 항에 있어서,
상기 미세한 Cu 입자의 크기가 0.01~2.0 μm 인 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금.

청구항 5

제 1 항에 있어서,
중량%로, Si: 0.5~3% 및 Mg: 0.2~1% 중 1 종 이상을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금.

청구항 6

제 1 항에 있어서,
인장강도가 600MPa 이상이고, 전기전도도가 20%IACS 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금.

청구항 7

고강도 고전도도 동합금의 제조방법으로서,
중량%로 Fe: 10~30%, 잔부 Cu 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 Cu-Fe 용탕을 수직식 스트립 캐스팅 장치를 이용하여 박판주조하고 급속응고시켜 박판을 얻는 단계;
상기 박판을 70% 이상의 총 압하율로 압연하여 압연재를 얻는 단계; 및

상기 압연재를 400~700℃ 로 소둔하는 단계;
를 포함하는 고강도 고전도도 동합금의 제조 방법.

청구항 8

제 7 항에 있어서,

상기 Cu-Fe 용탕은 Cu-Fe 합금을 1400~1600℃ 이상의 온도에서 용해하여 제조된 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금의 제조 방법.

청구항 9

제 7 항에 있어서,

상기 Cu-Fe 용탕은 중량%로, Si: 0.5~3% 및 Mg: 0.2~1% 중 1 종 이상을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 고전도도 동합금의 제조 방법.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 우수한 강도와 전기전도도를 갖는 고강도 고전도도 동합금 및 그 제조방법에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 동합금은 전기전도도 및 가공성이 우수하여 가정용 전선을 비롯한 산업기기, 전자기기용 부품에 오래 전부터 사용되어 왔으며, 또한 열전도도 및 내식성이 우수하기 때문에 보일러나 냉각장치를 비롯한 열관리 기기용 부품의 소재로 광범위하게 사용되어 왔다.

[0003] 최근 산업발달로 인하여 부품은 더욱 경량화 및 소형화되고 있으나, 동합금은 항복강도와 인장강도를 비롯한 기계적 특성, 특히 비강도나 탄성강도 등이 여타의 구조용 비철금속에 비해 현저히 낮기 때문에 높은 전도성과 인장강도가 동시에 요구되는 분야에는 적용이 제한되고 있는 형편이다. 이에 따라 동합금 소재의 고기능성 및 고강도화에 대한 요구가 지속적으로 증가하고 있으며, 현재 생산되거나 연구되고 있는 대표적인 고강도 동합금들은 인청동(phosphor bronze), Cu-Be 합금, Cu-Ni-Sn 합금 등이 있다.

[0004] 현재 일반적으로 고강도 동합금 제조는 주로 연속주조공정에 의하여 생산되고 있다. 그러나 동합금은 주조 및 가공 열처리 조건에 따라 미세조직 및 석출물 형상이 크게 영향을 받으므로 기능성의 구현이 매우 까다롭다.

[0005] 상기 동합금 중 유일한 상용합금으로 볼 수 있는 인청동 합금의 경우, 주조 후 열간 가공 시 균열이 쉽게 발생하여 열간 압연을 통한 대량생산이 불가능하기 때문에, 낮은 온도에서의 냉간 가공만을 반복적으로 시행하여 최종제품을 생산하고 있다. 이러한 동합금의 후속 가공 열처리가 용이하지 않은 원인은 Sn의 용점이 Cu보다 크게 낮기 때문이며, 또한 조대한 주조조직 및 결정립 계면의 편석재물 등을 포함하고 있기 때문이다.

[0006] 한편 고탄성 스프링 재료로 널리 사용되어 왔던 Cu-Be 합금은 강도가 매우 우수하고 부식 및 피로에 대한 저항성이 우수하지만, Be 원소가 고가이고 인체에 매우 유해하며 심각한 환경문제를 야기하기 때문에 최근 그 사용이 점차 제한되고 있으며, 특수한 분야에 한정적으로 사용되고 있다.

[0007] Cu-Ni-Sn 합금은 용체화 처리 후의 α 과포화 고용체 중에 Sn 원자가 재분배되어 농도 편차가 일어나 발생하는 스피노달(spinodal) 분해강화 효과와 그 후 $(Cu_xNi_{1-x})_3Sn$ 의 조성과 Al_3Ti 형태의 DO_{22} 형 규칙구조를 가지는 준안정상인 r' 이 모상과 정합관계를 이루어 석출강화 효과를 나타낸다. 그러나 이러한 강화 효과를 나타내기 위해서는 Sn의 함량이 3wt.% 이상이어야 하며, 열처리 온도 범위를 300~400℃로 제한해야 하고 열처리 시간 또한 3~5시간으로 한정되어야 한다. 상기 Cu-Ni-Sn계 합금 중에서 Cu-9Ni-6Sn 합금이 연성 및 강도면에서 가장 우수한 조합을 나타내는 것으로 알려져 있으나, 주석 함유 청동합금은 응고 시 주석의 편석이 야기되어 α 고용체의 수지상정 사이에 $\alpha+\delta$ 공석조직이 나타난다. 또한 α 고용체도 결정 편석 때문에 농도가 달라져 유기조직이 생성된다. 즉, 주석 함유 동합금의 일반적인 미세조직은 불균일하고, 이와 같은 주석의 편석은 후속 용체화처리하

여도 사라지지 않는 경향이 있고, 이러한 주석의 편석으로 인한 기지 내 조성 불균일은 강도 증가 및 특성 향상에 악영향을 미치게 된다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0008] 본 발명은 상기와 같은 문제점을 감안하여 이를 해결하고자 발명한 것으로서, 종래의 인청동 합금 대비 우수한 강도와 전기전도도를 갖는 고강도 고전도도 동합금 및 그 제조방법을 제시하고자 한다.

[0009] 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정되지 아니한다. 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자라면 본 발명 명세서의 전반적인 사항으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

과제의 해결 수단

[0010] 본 발명의 일 측면은 중량%로, Fe: 10~30%, 잔부 Cu 및 기타 불가피한 불순물을 포함하고, 미세조직은 과포화 Cu 기지조직 및 과포화 Fe 정출상(phase)으로 이루어지며, 상기 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 포함하고, 상기 과포화 Fe 정출상 내에 미세한 Cu 입자를 포함하는 고강도 고전도도 동합금이다.

[0011] 상기 과포화 Fe 정출상의 크기가 7.5~15 μ m 일 수 있으며, 종횡비(aspect ratio)가 4~6 일 수 있다.

[0012] 상기 미세한 Fe 입자의 크기는 0.01~2.0 μ m 일 수 있다.

[0013] 상기 미세한 Cu 입자의 크기는 0.01~2.0 μ m 일 수 있다.

[0014] 상기 고강도 고전도도 동합금은 중량%로, Si: 0.5~3% 및 Mg: 0.2~1% 중 1 종 이상을 더 포함할 수 있다.

[0015] 상기 고강도 고전도도 동합금은 인장강도가 600MPa 이상이고, 전기전도도가 20%IACS 이상일 수 있다.

[0016] 본 발명의 다른 일 측면은 중량%로 Fe: 10~30%, 잔부 Cu 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 Cu-Fe 용탕을 수직식 스트립 캐스팅 장치를 이용하여 박판주조하고 급속응고시켜 박판을 얻는 단계; 상기 박판을 70% 이상의 총 압하율로 압연하여 압연재를 얻는 단계; 및 상기 압연재를 400~700℃ 로 소둔하는 단계;를 포함하는 고강도 고전도도 동합금 제조 방법이다.

[0017] 상기 Cu-Fe 용탕은 Cu-Fe 합금을 1400~1600℃ 이상의 온도에서 용해하여 제조될 수 있다.

[0018] 상기 Cu-Fe 용탕은 중량%로, Si: 0.5~3% 및 Mg: 0.2~1% 중 1 종 이상을 더 포함할 수 있다.

발명의 효과

[0019] 본 발명에 따르면 Ni 이나 Be 등과 같은 고가의 원소를 첨가하지 않고서도 인장강도가 600MPa 이상이면서도 전기전도도가 20%IACS 이상을 만족하는, 강도와 전기전도도가 동시에 향상된 동합금을 제공할 수 있는 효과가 있다.

[0020] 본 발명의 다양하면서도 유익한 장점과 효과는 상술한 내용에 한정되지 않으며, 본 발명의 구체적인 실시 형태를 설명하는 과정에서 보다 쉽게 이해될 수 있을 것이다.

도면의 간단한 설명

[0021] 도 1 은 본 발명에 따른 제조방법에서 적용한 수직식 스트립 캐스팅(Strip Casting) 장치의 모식도이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0022] 일반적인 동합금에서 강도와 전기전도도는 서로 반비례하는 관계를 나타내기 때문에, 동합금에 있어서 전기전도도와 강도를 동시에 향상시키는 것은 매우 어렵다고 알려져 있으며, 만약 전기전도도와 강도를 동시에 높이하고자 할 때는 Ni 이나 Be 등과 같은 고가의 원소를 첨가하는 것이 일반적인 인식이다.

[0023] 본 발명자들은 상기와 같은 고가의 원소를 첨가하지 않고서도 전기전도도와 강도를 동시에 향상시킬 수 있는 방법에 대해 깊이 연구하였으며, 그 연구 결과 고가의 합금원소를 첨가하는 대신 Cu 소재 대비 가격이 훨씬 저렴한 Fe 원소를 다량 첨가하여 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 정출상을 형성시키면, 전기전도도와 인장강도를 동시

에 향상시킬 수 있음을 발견하고 본 발명을 완성하였다.

- [0024] 이하 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 고전도도 동합금을 상세히 설명한다. 본 발명에서 각 원소를 함량을 나타낼 때 특별히 달리 정하지 아니하는 한, 중량%를 의미한다는 것에 유의할 필요가 있다. 또한, 결정이나 조직의 비율은 특별히 달리 표현하지 아니하는 한 면적을 기준으로 한다.
- [0025] [고강도 고전도도 동합금]
- [0026] 먼저 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 고전도도 동합금은 강도 향상과 경제성 확보를 동시에 달성하기 위하여 가격이 저렴한 Fe를 다량 포함하고 있는 Cu-Fe 합금인 것을 특징으로 한다. 보다 상세하게는 Fe: 10~30%, 잔부 Cu 및 기타 불가피한 불순물을 포함한다.
- [0027] 상기 동합금 중의 Fe 함량이 10% 미만이면 본 발명에서 목적하는 수준의 강도를 얻을 수 없으며, 반면 Fe 함량이 30%를 초과하여 과대할 경우 Cu-Fe 용탕으로부터 Fe 입자가 응고가 시작되기 전부터 상분리가 일어날 우려가 있다. 따라서 본 발명에서 Fe 함량은 10~30%로 제한하는 것이 바람직하다.
- [0028] 상술한 합금조성 이외에 추가적인 강도 향상을 위하여 Si: 0.5~3% 및/또는 Mg: 0.2~10%가 더 포함될 수 있다. Si 이나 Mg 중 1종 또는 2종이 동시에 상술한 성분범위로 첨가되는 경우 우선적으로 고상화가 진행되는 Fe 정출상의 미세화를 유도하여 동합금의 강도를 추가적으로 향상시킬 수 있다.
- [0029] 상기 언급된 합금원소 이외에 나머지는 구리(Cu) 성분이다. 다만, 통상의 제조과정에서는 원료 또는 주의 환경으로부터 의도되지 않는 불순물들이 불가피하게 혼입될 수 있으므로, 이를 배제할 수 없다. 이들 불순물들은 통상의 기술자라면 누구라도 알 수 있는 것이기 때문에, 그 모든 내용을 상세히 언급하지 않는다.
- [0030] 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 고전도도 동합금의 미세조직은 과포화 Cu 기지조직 및 과포화 Fe 정출상(phase)으로 이루어지며, 과포화 Fe 정출상의 크기가 7.5~15 μm 이며, 종횡비(aspect ratio)가 4~6 인 것이 바람직하다.
- [0031] 과포화 Fe 정출상의 크기가 15 μm 를 초과하면 강도 향상 효과를 충분히 얻기 어려우며, 물리적 특성(전기전도도, 자성 등) 및 기계적 특성(인장강도, 연신율, 경도 등)의 편차가 발생할 수 있다. 반면에 과포화 Fe 정출상의 크기가 7.5 μm 미만일 경우, 원하는 강도를 얻을 수 없는 문제가 발생한다.
- [0032] 또한, Cu 기지조직 내에 형성된 과포화 Fe 정출상의 평균 종횡비(Asspect Ratio)가 4 미만인 경우에는 강화 효과의 저하 우려가 있으므로, 그 하한값은 4 이상으로 한정하는 것이 바람직하다. 반면에 과포화 Fe 정출상의 종횡비를 증가시킬 경우 강도의 향상에는 보다 효과적일 수 있으나, 본 발명의 미세조직을 얻기 위해 후속 냉간 가공의 추가 실시 등 별도의 추가적인 공정 수행이 요구되어 제조 비용의 상승이 불가피하기 하기 때문에 그 상한값은 6 이하로 한정할 수 있다.
- [0033] 또한 본 발명에 따른 동합금의 미세조직은 상기 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 포함하고, 상기 과포화 Fe 정출상 내에 미세한 Cu 입자를 포함하는 것을 특징으로 한다. 일반적으로 Cu 에 Fe 를 첨가한 Cu-Fe 합금의 경우, Cu-Fe 합금 용탕을 서냉시키면 Cu 와 Fe 의 상분리가 발생되면서 Cu 기지조직 내에 수 mm 크기의 조대한 Fe 상이 생성될 수 있다. 그러나 본 발명에서는 상분리가 발생할 수 있는 고온 영역에서의 냉각속도가 큰 주조 공정을 적용함으로써 Cu 기지조직 및 Fe 정출상 내부에 Fe 및 Cu 가 과포화 고용된 합금을 얻었고, 이를 최종 두께까지 냉간압연을 통하여 판재를 제조한 후 후속 열처리 공정을 실시함으로써, 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 석출시키고, 과포화 Fe 정출상 내부에 미세한 Cu 입자를 석출시켰다.
- [0034] 과포화 Cu 기지조직 내부에 형성된 미세한 Fe 입자의 크기는 0.01~2.0 μm 인 것이 바람직하다. 상기 미세한 Fe 입자의 크기가 0.01 μm 미만인 경우에는 강화 효과를 저하시킬 우려가 있고, 반면에 2.0 μm 를 초과하는 경우에는 Fe 입자의 취성에 의하여 강도가 저하될 우려가 있다.
- [0035] 또한 과포화 Fe 정출상 내부에 형성된 미세한 Cu 입자의 크기는 0.01~2.0 μm 인 것이 바람직하다. 상기 미세한 Cu 입자의 크기가 0.01 μm 미만인 경우에는 전기전도도의 저하 우려가 있고, 반면에 그 크기가 2.0 μm 를 초과하는 경우에는 강화 효과가 저하될 우려가 있다.
- [0036] 상술한 합금조성 및 미세조직을 가지는 동합금은 인장강도가 600MPa 이상이면서도 전기전도도가 20%IACS 이상인 특성을 가질 수 있다.
- [0037] 다음으로 본 발명의 다른 일 측면에 따른 고강도 고전도도 동합금의 제조방법에 대해 상세히 설명한다.

- [0038] [고강도 고전도도 동합금의 제조방법]
- [0039] 본 발명의 일 측면에 따른 고강도 고전도도 동합금의 제조방법은 Cu-Fe 합금 용탕을 수직식 스트립 캐스팅 장치를 이용하여 박판주조하고 급속응고시켜 박판을 얻는 단계, 상기 박판을 70% 이상의 총 압하율로 압연하여 압연재를 얻는 단계, 상기 압연재를 소둔 열처리하는 단계를 포함한다.
- [0040] 박판주조 단계
- [0041] Cu 에 Fe 를 첨가한 Cu-Fe 합금의 경우, Cu 에 대한 Fe 의 고용도가 낮고, 또한 Cu 와 Fe 의 2원계 상태도에는 비평형 액상분리선(metastable miscibility gap)이 존재한다고 보고되고 있으므로, Cu-Fe 합금 용탕을 서냉시키면 Cu 와 Fe 의 상분리가 발생되면서 Cu 기지조직 내에 수 mm 크기의 조대한 Fe 상이 생성될 수 있다. 따라서, 금형 주조(mold casting)나 슬라브 주조와 같이 냉각속도가 느린 일반적인 주조 공정으로는 고강도 고전도도 Cu-Fe 합금 제조가 불가능하므로, 반드시 냉각속도가 높은 주조 공정을 적용할 필요가 있다.
- [0042] 이에 따라 본 발명자들은 일반적인 주조 공정 보다 냉각속도가 빠른 급속응고 공정에 대해 검토하였고, 여러 공정들을 비교 검토한 뒤 급속응고법의 일종인 수직식 스트립 캐스팅(Strip Casting)공정을 적용하였다. 다만 본 발명의 주조방법을 수직식 스트립 캐스팅으로 제한하는 것은 아니며, 5~100 μ m 두께의 극박재 주조가 가능한 용해방사법(Melt Spinning)이나 직경 5~250 μ m 크기의 입자 제조가 가능한 아토마이즈법(Atomization) 등 냉각속도가 빠른 급속응고법이든 본 발명의 제조방법에 적용할 수 있다.
- [0043] 상기 주조 공정에서의 냉각속도는 10K/sec 이상일 수 있고, 보다 바람직하게는 10~10³K/sec일 수 있다. 냉각속도가 10K/sec 미만이면 상술한 바와 같이 Cu 와 Fe 의 상분리가 발생되면서 Cu 기지조직 내에 수 mm 크기의 조대한 Fe 상이 생성되는 문제가 발생할 수 있다. 냉각속도가 빠를수록 Fe 입자를 더욱 더 미세하게 생성시킬 수 있어 유리하므로 상기 냉각속도의 상한은 별도로 한정하지 않을 수 있으나, 두께 5mm 이상의 판재 제조가 가능한 공정 중 10³K/sec를 초과하는 냉각속도를 확보할 수 있는 공정은 현재까지 개발된 바가 없으며, 극박재 제조를 위한 용해 방사법(melt spinning)이나 분말 입자 제조를 위한 아토마이즈법(Atomization)의 경우 10⁴K/sec 이상의 냉각속도가 가능하지만 제조단가가 매우 높아 생산효율이 너무 낮아지는 문제가 있으므로, 상기 냉각속도의 상한을 10³K/sec 이하로 할 수 있다.
- [0044] 도 1 에는 본 발명에 적용된 수직식 스트립 캐스팅 장치(1)의 모식도가 도시되어 있다. 도 1 을 참조하여 설명하면, Cu 와 Fe 모재를 유도용해로에 장입하여 적정 온도(Superheat 100~300℃)로 승온시킨 다음 하부의 턴디쉬(2)로 용탕을 출탕하고 스톱퍼를 개공하여 주조 조업을 실시한다. 이때 턴디쉬(2) 하부의 오리피스 직경에 따라 회전하는 롤(3) 사이로 출탕되는 용탕의 양이 결정되며, 용탕이 토출되는 양과 하부의 롤(3) 회전속도를 적절하게 제어함으로써 양호한 품질의 판재를 제조할 수 있다. 또한 롤 사이에 적정 수준의 용탕 풀을 형성시키기 위하여 에지댐을 설치하여 제조되는 박판의 폭을 제어하는 것이 가능하다.
- [0045] Cu-Fe 합금의 용해 공정에 있어서 용해를 위한 열원은 전기 혹은 가스가 될 수 있으며, 도가니 재질은 고온용 내화물 재질이 적합하다. 원소재인 순수 Cu와 Fe 원소를 동시에 도가니에 넣고 승온하여 용해할 수 있고, 경우에 따라서는 Cu 를 먼저 용해한 후 나머지 합금 원소를 차례차례 투입하면서 용해할 수도 있다. 또한 산화방지를 위한 불활성 가스를 주입하거나 용탕보호용 플럭스를 용탕표면에 주입할 수 있다.
- [0046] Cu-Fe 합금의 용해 온도는 각 합금성분의 액상선 온도 중 가장 높은 액상선 온도보다 100℃ 이상 높은 온도일 수 있고, 경우에 따라서는 Fe 성분의 액상선 온도보다 100℃ 이상 높은 온도일 수 있다. 또한 이에 제한되는 것은 아니나, 상기 용해 온도는 1400~1600℃ 인 것이 바람직하며, 1450~1550℃ 인 것이 보다 바람직하다. Cu-Fe 합금의 용해 온도는 Fe 의 함량이 증가함에 따라 함께 증가하게 되는데, 용탕의 온도가 너무 높을 경우 냉각 시간의 증가로 인한 Fe 입자의 조대화 및 용탕의 산화로 인한 불순물 혼입의 우려가 있으며, 반대로 용탕의 온도가 상술한 범위 미만으로 너무 낮을 경우에는 출탕 시 급격한 온도 저하로 인하여 턴디쉬(2) 하부에서 회전하는 롤(3) 사이를 통과하기 전에 응고가 발생하여 조업이 불가능하게 된다.
- [0047] 압연 단계
- [0048] 수직식 스트립 캐스팅 장치를 이용하여 Cu-Fe 합금을 판재 형상으로 주조한 다음 추가적인 열처리나 열간압연 단계를 거치지 않고 최종 두께까지 냉간압연을 실시할 수 있다. 본 발명에서 압연공정은 별도의 가열공정을 거치지 않고 박판주조 판재를 그대로 압연하는 공정이다. 박판주조된 Cu-Fe 주편의 온도는 시간이 지날수록 감소하게 될 것이며, 장시간 보관된 주편은 상온에 도달하게 될 것이다. 하지만 Cu-Fe 주편은 냉연이나 열연 모두

가능한 합금이므로 박판주조된 Cu-Fe 주편은 별도의 가열단계를 거치지 않고 그대로 압연할 수 있다. 다만 이에 제한되는 것은 아니며, 단위 압연패스당 압하율을 높이기 위해 Cu-Fe 주편을 소정 온도로 가열한 상태에서 열간 압연할 수도 있다. 한편 압연 시 압하율이 70% 미만인 경우에는 Cu 기지조직의 강도 저하 및 Fe 입자 변형의 한계로 강도 향상에 한계가 있으므로, 70% 이상으로 설정하는 것이 바람직하다.

[0049] 소둔 단계

[0050] 압연재를 제조한 후, 후속 소둔(annealing) 열처리를 실시할 수 있다. 압연재의 소둔 공정은 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 그리고 과포화 Fe 정출상 내부에 미세한 Cu 입자를 석출시키고 동시에 압연에 의해 동합금 판재 내부에 집적된 변형에너지를 제거함으로써 인장강도와 전기전도도를 동시에 향상시키기 위한 공정이다.

[0051] 소둔 공정의 열처리 온도 및 시간은 소둔 후의 압연재의 Cu 기지조직 내의 Fe 정출상의 크기가 15 μ m 이하가 되는 조건으로 설정될 수 있으며, 합금조성에 따라 소둔 공정의 적정온도 및 시간이 다를 수 있어 일률적으로 정할 수는 없다. 소둔 후의 압연재의 Cu 기지조직 내의 Fe 정출상의 크기가 15 μ m 이하가 되는 조건을 만족시키기 위해서는 음의 상관관계를 가지는 열처리 온도 및 시간을 동시에 적절한 값으로 제어하는 것이 중요하다. 비제한적인 일 구현례로서 400~700℃ 온도범위에서 2시간 이내에 완료할 수 있으며, 경우에 따라서는 500~700℃ 온도범위에서 0.5~1시간 동안 소둔을 진행할 수도 있다.

[0052] 또한 소둔이 완료된 후에는 신속하게 냉각시켜야 하는데, 비제한적인 구현례로서 적정 냉각속도는 1K/s 이상일 수 있고, 이는 대기냉각, 유냉, 수냉 등의 방법으로 실현될 수 있다.

[0053] 상술한 제조방법에 의해 제조된 동합금은 과포화 Cu 기지조직 및 과포화 Fe 정출상(phase)으로 이루어지는 미세조직을 가지며, 상기 과포화 Cu 기지조직 내에 미세한 Fe 입자를 포함하고, 상기 과포화 Fe 정출상 내에 미세한 Cu 입자를 포함함으로써, 인장강도가 600MPa 이상이면서도 전기전도도가 20%IACS 이상인 특성을 가질 수 있다.

[0054] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다. 다만, 하기 실시예는 본 발명을 예시하여 구체화하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 제한하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의하여 결정되는 것이기 때문이다.

[0055] (실시예)

[0056] 먼저 Cu-Fe계 합금 제조를 위하여 Cu와 Fe 모재를 함께 용해로 내에 장입한 후 유도가열방식을 통해 용해하였으며, Cu, Fe 이외의 추가 합금원소는 Cu-Fe 2원계 합금 용탕의 용해가 완료된 후 추가로 투입되도록 하였다. 이때 Cu-Fe 용탕의 합금조성을 하기 표 1에 나타내었다. Cu-Fe계 합금의 완전한 용해를 위해 용해로의 온도를 1500℃ 이상으로 승온하였으며, 턴디쉬로 출탕할 때의 주조온도는 각 합금조성의 액상선 온도보다 100℃ 가량 높은 온도로 유지하였다(하기 표 2 참조).

표 1

[0057]

구분	Cu (wt.%)	Fe (wt.%)	Si (wt.%)	Mg (wt.%)
비교예1	Bal.	10	-	-
비교예2	Bal.	10	-	-
비교예3	Bal.	30	-	-
비교예4	Bal.	30	-	-
비교예5	인청동			
비교예6	인청동			
비교예7	Bal.	5	-	-
발명예1	Bal.	10	-	-
발명예2	Bal.	10	-	-
발명예3	Bal.	30	-	-
발명예4	Bal.	30	-	-
발명예5	Bal.	30	1.0	-
발명예6	Bal.	30	-	0.5
비교예8	Bal.	40	-	-

[0058] 판재 제조를 위해 이용한 스트립 캐스팅 장치는 전형적인 수직식 박판주조기이며, 주조를 직경 및 폭은 각각

400mm 및 300mm이고, 주조물 재질은 Cu 합금이었다. 주조물은 주조 이전부터 주조가 완료될 때까지 냉각수로 냉각될 수 있도록 제작되었으며, 주조물 측면부로의 용탕 유출 방지 및 판재 폭 제어를 위하여 예지땀을 설치하였다.

[0059] 박판주조재는 출탕온도 및 주조물의 회전속도를 달리하면서 폭 200mm, 두께 5mm의 스트립으로 제조되었으며, 상기와 같이 제조된 Cu-Fe계 합금 박판주조재는 폭 50mm, 길이 100mm로 절단하였다. 이후 하기 표 2에 기재된 압하율로 상온에서 냉간압연을 통해 두께 0.5mm의 냉연압연재로 제조하거나, 또는 동일한 크기의 주조재를 하기 표 2에 기재된 다양한 예열조건으로 예열한 후 동일한 압하율로 열간압연을 실시하여 열간압연재를 제조하였다.

[0060] 상기와 같이 압연된 압연재의 인장강도와 전기전도도를 동시에 향상시키기 위한 어닐링 처리가 냉간압연재와 열간압연재에 적용되었으며, 어닐링 처리는 하기 표 2에 제시된 바와 같이 450~700℃ 온도범위에서 다양한 조건으로 실시하였으며, 어닐링 완료된 후에는 상온의 대기상태에서 강제 공냉하였다.

[0061] 한편 본 발명에서 제시한 수직식 스트립 캐스팅 공정에 의한 강도 향상 효과를 증명하기 위하여 기존의 주조 방식에 의해 제조한 판재(비교예 1~4)와 상용 합금인 인칭동 판재(비교예 5, 6)를 비교예로 선정하여 각각의 물성을 비교하였다.

표 2

[0062]

구분	출탕온도 (℃)	주조공정	압연온도 (℃)	압하율 (%)	소둔온도 (℃)	소둔시간 (h)
비교예1	1450	mold casting	RT	95	550	1
비교예2	1450	mold casting	500	95	700	1
비교예3	1550	mold casting	RT	90	450	2
비교예4	1550	mold casting	500	90	650	1
비교예5		연속주조	RT	95	450	1
비교예6		연속주조	500	-	-	-
비교예7	1450	strip casting	RT	95	450	2
발명예1	1450	strip casting	RT	95	450	2
발명예2	1450	strip casting	500	95	550	1
발명예3	1550	strip casting	RT	95	550	1
발명예4	1550	strip casting	500	95	700	0.5
발명예5	1550	strip casting	RT	95	500	1
발명예6	1550	strip casting	RT	95	550	1
비교예8	1550	strip casting	RT	95	550	0.5

[0063] 상기와 같이 제조된 동합금의 품질을 조사하고, 그 결과를 표 3에 나타내었다. 과포화 Fe 정출상의 크기, 미세한 Fe, Cu 입자크기와 종횡비는 시편을 길이 방향으로 절단한 후 광학현미경 미세조직을 관찰하여 측정하였다.

표 3

[0064]

구분	과포화 Fe 정 출상의 크기 (μm)	과포화 Cu 기 지조직 내 미세한 Fe 입 자 크기 (μm)	과포화 Fe 정 출상 내 미세한 Cu 입 자 크기 (μm)	종횡비	인장강도 (MPa)	전기전도도 (%IACS)
비교예1	18.6	-	-	2.6	550	34
비교예2	19.3	-	-	2.8	535	36
비교예3	25.3	-	-	2.2	594	26
비교예4	27.2	-	-	1.9	586	29
비교예5	-	-	-	-	620	14
비교예6	-	-	-	-	-	-
비교예7	7.3	0.65	0.73	4.3	555	42
발명예1	7.8	0.70	0.68	4.2	615	33
발명예2	7.9	0.58	0.60	4.0	623	35
발명예3	12.4	0.45	0.44	4.6	655	28
발명예4	12.9	1.10	0.95	4.3	638	29

발명예5	10.6	0.36	0.40	4.9	695	25
발명예6	11.4	0.35	0.36	4.7	674	24
비교예8	16.2	0.38	0.38	4.5	618	19

- [0065] 상기 표 3 에 나타낸 바와 같이, 본 발명에 의해 제조된 Cu-Fe 합금으로 이루어진 발명예 1 내지 6 은 비교예 1 내지 8 과 비교하여 주조 품질 및 압연 품질이 모두 우수하였고, 강도와 전기전도도의 밸런스 또한 보다 우수한 결과를 나타내고 있다. 또한 Fe 함량 증가 및 Si과 Mg을 소량 첨가함에 따라 전기전도도는 약간 감소하지만 강도는 크게 증가하고 있음을 알 수 있다.
- [0066] 기존 주조 방식(mold casting)에 의해 제조된 비교예 1~4 의 경우 스트립 캐스팅 공정을 이용한 실시예와 비교하여 Fe 입자 크기가 조대하였고, 응고 과정 중 Cu 와 Fe 의 상분리가 발생하여 기지조직 내부에 과포화 고용이 이루어지지 않았기 때문에 후속 열처리 공정을 거쳤음에도 불구하고 Cu 기지조직과 Fe 정출상 내부에 미세한 Fe, Cu 입자의 석출은 관찰되지 않았다. 또한 조대한 Fe입자가 형성됨에 따라 후속 압연 공정 또한 원활하게 이루어지지 않았다.
- [0067] 비교예 5 는 종래 상용 인청동 합금으로서 인장강도는 우수하지만 전기전도도가 열위한 것을 확인할 수 있다. 또한 비교예 6의 상용 인청동 합금의 경우 널리 알려진 바와 같이 고온에서의 열간 압연이 불가능하였다.
- [0068] 또한 비교예 7 및 8 의 경우 본 발명의 제조조건은 만족하였지만, 동합금 내 Fe 함량이 본 발명의 조건을 만족하지 못함에 따라 과포화 Fe 정출상의 크기가 본 발명의 범위를 벗어났고, 인장강도 또는 전기전도도가 낮아 강도와 전기전도도가 모두 우수한 특성은 얻지 못하였다.
- [0069] 이상 실시예를 참조하여 설명하였지만, 해당 기술 분야의 숙련된 통상의기술자는 하기의 청구범위에 기재된 본 발명의 사상 및 영역으로부터 벗어나지 않는 범위 내에서 본 발명을 다양하게 수정 및 변경시킬 수 있음을 이해할 수 있을 것이다.

부호의 설명

- [0070] 1 수직식 스트립 캐스팅 장치
2 턴디쉬
3 롤

도면

도면1

