(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(51) 。Int. Cl. [7]
C22C 9/06
C22C 9/02

(11) 공개번호 특2002-0008710
(43) 공개일자 2002년01월31일

(21) 출원번호 10-2000-0042761
(22) 출원일자 2000년07월25일

(71) 출원인 한국기계연구원
황해웅
대전 유성구 장동 171번지
한국통산주식회사
서일태
부산 사하구 신평1동 370-43
영일특수금속 주식회사
오충섭
경기 김포시 하성면 마곡리 157

(72) 발명자 김창주
경상남도창원시명서동151-3
한승전
경상남도창원시가음정동소라아파트103-502호
오충섭
서울특별시양천구목동목동아파트702-1402
이주섭
경기도부천시원미구도당동265-12호
서연태
부산광역시영도구대평동1가1대교아파트1-1008호
손점부
부산광역시영도구영선동3가53무궁화아파트가-107호
김영찬
부산광역시사하구다대동삼환아파트203-1406호
이상경
부산광역시사상구엄궁동42-50번지

(74) 대리인 최영규

심사청구 : 있음

(54) 고강도 선재 및 판재용구리(Cu)-니켈(Ni)-주석(Sn)-알루미늄(Al),실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B)합금 및 그 제조방법

요약

본 발명은 고강도 선재 및 판재용 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn) - 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B) 합금 및 그 제조방법에 관한 것으로 그 목적은 구리 - 니켈 - 주석 합금에 있어서 니켈과 주석을 주 합금원소로 하나 고가인 니켈(Ni)과 주석의 일부를 줄이고 이에 따른 재료강도의 보완과 미세조직을 제어할 수 있는 기능을 갖는 원소들을 첨가하여 새로운 고강도 합금 및 그 제조방법을 제공하는데 있다.

본 발명의 조성은 합금은 1.0 8.0 wt%(중량 백분율)니켈(Ni)과, 1.0 6.0 wt%(중량 백분율)주석(Sn)과, 총합량을 0.1 5.0 wt%(중량 백분율)로한 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B)으로 이루어진 군중에서 선택된 2 종 이상의 원소와, 나머지는 구리(Cu)로 조성된 합금 및 그 제조방법을 요지로 한다.

색인어
고강도 동합금, 스피노달 분해강화, 석출강화, 구리, 동(Cu), 니켈(Ni), 주석(Sn), 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B)

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 고강도 선재 및 판재용 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn) - 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B) 합금 및 그 제조방법에 관한 것이다.

기존의 구리합금 중에서 스피노달 분해강화 효과로써 고강도를 나타내는 것으로는 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn)계 3원합금이 있으며, 이 합금의 대표적인 조성은 중량 퍼센트로서 9%의 니켈(Ni)과 6%의 주석(Sn)을 함유하며 나머지 85%는 구리(Cu)로 구성된다.

85% 구리(Cu) - 9% 니켈(Ni) - 6% 주석(Sn)계 3원합금은 스피노달 분해강화 효과를 이용한 가공열처리를 통하여 인장강도를 1,000MPa 이상 얻을 수 있어서, 전기부품이나 특수 목적용 고강도 스프링용으로 사용되고 있다.

그러나 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn)계 스피노달 분해강화 합금에서 주석의 함량이 6% 이상이 되면 주석의 주상정 입계석출로 인하여 주괴의 열간가공이 불가능하여 분말야금법에 의한 판재, 봉재 및 선재가 일부 생산되고 있으나 제조공정의 어려움, 품질의 안정성, 고비용 및 양산성에 문제가 있으며, 그 단가가 매우 고가라는 경제적 문제점이 있다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

상기와 같은 문제점을 해결하기 위한 본 발명의 목적은 구리 - 니켈 - 주석 합금에 있어서 니켈과 주석을 주 합금원소로 하나 고가인 니켈(Ni)과 주석의 일부를 줄이고 이에 따른 재료강도의 보완과 미세조직을 제어할 수 있는 기능을 갖는 원소들을 첨가하여 새로운 고강도 합금 및 그 제조방법을 제공하는데 있다.

상기와 같은 본 발명은 합금조성범위를 1.0 8.0 wt%(중량 백분율)니켈(Ni)과, 1.0 6.0 wt%(중량 백분율)주석(Sn)과, 총합량을 0.1 5.0 wt%(중량 백분율)로한 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B)으로 이루어진 군중에서 선택된 2 종 이상의 원소와, 나머지는 구리(Cu)로 조성함으로서 인장강도를 1,000 Mpa 이상, 연신율을 5 10%를 얻고 있으며, 전기비저항치도 10 14 μΩcm를 나타내는 고강도 동합금 및 그 제조방법을 제공함으로써 달성된다.

발명의 구성 및 작용

상기한 바와 같은 목적을 달성하고 종래의 결점을 보완하기 위한 과제를 수행하는 본 발명의 실시예인 구성과 그 작용을 상세히 설명하면 다음과 같다.

본 발명의 합금은 1.0 8.0 wt%(중량 백분율)니켈(Ni)과, 1.0 6.0 wt%(중량 백분율)주석(Sn)과, 총합량을 0.1 5.0 wt%(중량 백분율)로한 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B)으로 이루어진 군중에서 선택된 2 종 이상의 원소와, 나머지는 구리(Cu)로 조성된다.

상기에서 스피노달 분해강화효과 외에 알루미늄 및 실리콘을 첨가함으로써 석출강화효과를 얻었으며,

상기에서 스트론튬, 티타늄 및 보론 등을 첨가하여 조직미세화 등을 달성하였다.

또한 상기 알루미늄과 실리콘은 석출강화를 목적으로 첨가하나 용탕 속에서 강력한 탈산작용에 의한 정련효과와 함께 용탕의 유동성도 개선하며, 미량으로 첨가하는 스트론튬, 티타늄 및 보론 등은 접종효과로써 주상조직을 미세화 시키며, 제조공정 중에서 소성가공 후에 소둔열처리시에 결정성장을 억제하여 기지조직을 미세화 시키는 효과를 나타낸다.

실험한 결과에 의하면, 시효강화효과가 우수한 원소중에서 알루미늄이 효과가 우수하면서 정련효과도 나타나고 있다.

그리고 결정미세화 효과가 우수한 스트론튬, 티타늄, 보론 등은 알루미늄-스트론튬, 알루미늄-티타늄-보론 등의 모합금으로서 저렴하면서 구하기도 용이하다.

그리고 이들 원소는 이렇게 복합적으로 합성된 경우에 합금하기가 좋으며, 성분 손실이 적다.

본 발명의 경우에 박판 및 세선까지의 가공성과 재료의 강도향상을 위해서 인고트의 주조조직에서 가공조직에 이르기까지 결정립을 미세하게 제어할 필요가 있으며, 이를 위해 접종처리로써 주조 인고트 단계에서부터 효과를 얻을 수 있는 원소들이다.

그리고 상기 각 성분별 수치를 한정한 이유는 한정 범위 이하에서는 효과가 거의 없으며, 그 이상에서는 오히려 기계적 성질에 악영향을 미치므로 수치를 제한하엿다.

구리-니켈-주석 합금에서의 재료강도는 스피노달 분해강화효과에만 의존할 수 있으나, 본 발명에서는 스피노달 분해강화효과 외에 알루미늄, 실리콘, 스트론튬, 티타늄 및 보론 등을 첨가하여 석출강화 및 조직미세화 등을 도입하였다.

즉, 알루미늄과 실리콘은 석출강화를 목적으로 첨가하나 용탕 속에서 강력한 탈산작용에 의한 정련효과와 함께 용탕의 유동성도 개선하며, 미량으로 첨가하는 스트론튬, 티타늄 및 보론 등은 접종효과로써 주상조직을 미세화시키며, 제조공정 중에서 소성가공 후에 소둔열처리시에 결정성장을 억제하여 기지조직을 미세화 시키는 효과를 나타낸다.

그리고 제조공정 중에서 주괴의 제조는 열간가공이 가능한, 주석이 4% 이하인, 합금방안의 경우에는 주괴의 살두께가 70 mm 이상의 두꺼운 판재나 직경이 Φ 100 mm 이상의 큰 대경봉으로 연속주조나 금형주조로 인고트를 제조하고,

냉간가공이 유리한, 주석이 4% 이상인, 합금방안의 경우에는 주괴의 살두께가 30 mm 이하의 얇은 판재나 직경이 Φ 20 mm 이하의 작은 소경봉으로 연속주조하여 인고트를 제조하였다.

이렇게 제조된 주괴 중에서 판재나 소경봉 상태의 주괴는 균질화처리 후, 냉간압연 또는 냉간인발에 의해 85% 이상의 소성가공으로 주조조직을 완전히 제거한 후, 이를 850±50℃의 온도에서 0.5 1.0 시간 유지한 후에 수냉하여 용체화처리를 행한다.

그리고 열간압연이나 압출에 의해 제조된 판재나 선재의 경우도 850±50℃의 온도에서 0.5 1.0 시간 유지한 후에 수냉하여 용체화처리를 행한다.

이렇게 용체화처리된 중간 상태의 봉재나 판재는 목표로하는 물성의 목표에 따른 냉간가공량 만큼 압연이나 인발을 한 후에 시효처리로서 300 550℃에서 1 10 hr 유지한 후 공냉하면 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn)계 합금에서 나타나는 $(Cu_xNi_y)_zSn$ 형 스피노달 분해생성물에 의한 강화효과와 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 알루미늄(Al), 실리콘(Si)계 합금에서 나타나는 Cu_xAl, Cu_yNi_zAl, Ni_xAl, Cu_xSi, Cu_yNi_zSi, Ni_xSi 형 석출물에 의한 강화효과를 얻으므로 고강도의 동합금을 얻을 수 있다.

이러한 결과는 고가인 니켈(Ni)과 주석을 각각 8% 이하와 주석(Sn)을 6% 이하로 줄이고도 인장강도를 1,000 Mpa 이상, 연신율을 5 10%를 얻고 있으며, 전기비저항치도 10 14 μΩcm를 나타내는 고강도 동합금을 제조할 수 있다.

이하 보다 상세한 본 발명의 제조방법이다.

고강도 선재 및 판재용 동합금으로 합금조성범위를 1.0 8.0 wt%(중량 백분율)니켈(Ni)과, 1.0 6.0 wt%(중량 백분율)주석(Sn)과, 총합량을 0.1 5.0 wt%(중량 백분율)로한 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B)으로 이루어진 군중에서 선택된 2 종 이상의 원소와, 나머지는 구리(Cu)로 조성되도록 각각 평량하는 단계와,

평량한 후, 용해로 바닥에 구리(Cu)를 적당량 깔고 그 위에 니켈(Ni)을 한 층 깔고 다시 구리(Cu)를 적당량 덮고 다시 니켈(Ni)을 깔고 구리(Cu)로 덮는 방법을 반복한 적층으로 장입하되 마지막에는 구리(Cu)로써 비교적 두껍게 덮은 후, 용해를 시작하여 구리와 니켈이 모두 용해하면 슬래그를 제거하고 난 후, 용탕의 온도가 약 1,250℃ 정도가 되었을 때, 가열을 중단하거나 매우 낮은 열원을 공급하는 정도로 하고 주석(Sn)을 비롯하여, 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트롬튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B) 중에서 첨가원소로 선정된 원소들을 연속적으로 투입하고 잘 교반하여 용해시키는 용해 합금단계와,

합금원소들이 충분히 용해하고 용탕온도도 1100 1250℃ 정도로서 용탕의 유동성이 좋아지면, 주석이 4% 이하로 열간가공이 가능한 합금방안의 경우에는 주괴의 살두께가 70 mm 이상의 두꺼운 판재나 직경이 Φ100 mm 이상의 큰 대경봉으로 연속주조나 금형주조로 인고트를 제조하고, 냉간가공이 유리한 주석이 4% 이상인 합금방안의 경우에는 주괴의 살두께가 30 mm 이하의 얇은 판재나 직경이 Φ20 mm 이하의 작은 소경봉으로 연속주조하여 주괴를 만드는 단계와,

이렇게 제조된 주괴 중에서 판재나 소경봉 상태의 주괴는 균질화처리 후, 냉간압연 또는 냉간인발에 의해 85% 이상의 소성가공으로 주조조직을 완전히 제거한 후, 이를 850±50℃의 온도에서 0.5 1.0 시간 유지한 후에 수냉하여 용체화처리를 행하며, 열간압연이나 압출에 의해 제조된 판재나 선재의 경우도 850±50℃의 온도에서 0.5 1.0 시간 유지한 후에 수냉하여 용체화처리를 행하는 단계와,

이렇게 용체화처리된 중간 상태의 봉재나 판재는 목표로하는 물성의 목표에 따른 냉간가공량 만큼 압연이나 인발을 한 후에 시효처리로서 300 550℃에서 1 10hr 유지한 후 공냉하면 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn)계 합금에서 나타나는 $(Cu_xNi_y)_zSn$ 형 스피노달 분해생성물에 의한 강화효과와 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 알루미늄(Al), 실리콘(Si)계 합금에서 나타나는 Cu_xAl, Cu_yNi_zAl, Ni_xAl, Cu_xSi, Cu_yNi_zSi, Ni_xSi 형 석출물에 의한 강화효과를 얻는 시효처리 단계를 거친다.

다음의 표 1은 본 발명에서 제시하는 합금들의 예이며, 표 2와 표 3은 가공열처리에 따른 인장강도와 연신율의 변화이며, 표 4는 가공열처리에 따른 전기비저항치의 변화이다.

표 2, 표 3 및 표 4에서 보면, 기존의 85% 구리(Cu) - 9% 니켈(Ni) - 6% 주석(Sn) 3원합금의 경우에 300 400℃에서 3 시간 시효처리하면 인장강도는 1,043 1,195 MPa, 연신율은 7 9%를 얻을 수 있으며, 전기비저항치는 10 14 μΩcm를 나타내고 있다.

그러나 구리(Cu) - 9% 니켈(Ni) - 6% 주석(Sn)계에 알루미늄(Al), 실리콘(Si) 및 티타늄(Ti) 만을 첨가한 것은 인장강도가 최고 1,250 MPa까지로서 첨가하지 않은 경우의 최고 인장강도인 1,195 MPa에 비하여 그 증가가 크게 현저하지 못하며, 경우에 따라서는 오히려 1,000 MPa 이하로 저하하는 예도 나타나고 있으며, 연신율은 5% 이하로 크게 저하하고 있으며, 전기비저항치는 2 5 μΩcm 증가하여 도전성을 해치는 것으로 나타났다.

한편, 본 발명의 경우인 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn) - 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트롬튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B)계 합금에서와 같이, 니켈(Ni)과 주석(Sn)의 일부를 줄이고 여기에 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B) 중에서 2 종 이상의 원소를 소량 첨가한 경우의 합금계에서는 인장강도를 1,000 Mpa 이상, 연신율을 5 10%를 얻고 있으며, 전기비저항치도 10 14 μΩcm를 나타내는 고강도 동합금을 제조할 수 있다.

그리고 특별히 주목되는 점은 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B) 등의 합금원소를 첨가한 경우에는 450℃의 고온시효처리에도 많은 합금들이 900 MPa 이상의 고강도를 유지하고 있다.

이상의 결과는 인장강도를 1000 MPa 이상 얻을 수 있는 새로운 고강도 재료인 구리(Cu) - 니켈(Ni) - 주석(Sn) - 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트롬튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B)계 합금을 개발하는 효과를 가져오게 되었으며, 특히, 고온시효온도인 450℃ 이상의 온도에 노출되어도 열화되지 않고 고강도를 유지하는 장점을 갖는다.

표 1 합금의 종류 및 합금성분(wt%)

[표 1]

합금종류	Ni	Sn	Al	Si	Sr	Ti	B	Cu
N9S6	9	6	-	-	-	-	-	나머지
N9S6Al.5	9	6	0.5	-	-	-	-	나머지
N9S6Si.5	9	6	-	0.5	-	-	-	나머지
N9S6Ti.5	9	6	-	-	-	0.5	-	나머지
N9S6Al1	9	6	1.0	-	-	-	-	나머지
N9S6Si1	9	6	-	1.0	-	-	-	나머지
N9S6Ti1	9	6	-	-	-	1.0	-	나머지
N9S6Al2	9	6	2.0	-	-	-	-	나머지
N9S6Si2	9	6	-	2.0	-	-	-	나머지
N9S6Ti2	9	6	-	-	-	2.0	-	나머지
N6S4Al1	6	4	1.0	-	-	-	-	나머지
N6S4Al2	6	4	2.0	-	-	-	-	나머지
N6S4Al.5Si.5	6	4	0.5	0.5	-	-	-	나머지
N6S4Al.5Ti.5	6	4	0.5	-	-	0.5	-	나머지
N6S4Si.5Ti.5	6	4	-	0.5	-	0.5	-	나머지
N6S4Al.5Si.5Ti.5	6	4	0.5	0.5	-	0.5	-	나머지
N4S2Al2Si.5	4	2	2.0	0.5	-	-	-	나머지
N6S2Al2Si.5	6	2	2.0	0.5	-	-	-	나머지
N6S4Al1Si1	6	4	1.0	1.0	-	-	-	나머지
N8S2Al2Si.5	8	2	2.0	0.5	-	-	-	나머지
N8S4Al1Si1	8	4	1.0	1.0	-	-	-	나머지
N6S2Al1.8Sr.2	6	2	1.8	-	0.2	-	-	나머지
N6S2Al1.8Sr.2Si.5	6	2	1.8	0.5	0.2	-	-	나머지
N6S2Al4.5Sr.5	6	2	4.5	-	0.5	-	-	나머지
N6S2Al1.8Ti.1B.02Si.5	6	2	1.8	0.5	-	0.1	0.02	나머지
N6S2Al1.8Sr.1Ti.05B.01Si.5	6	2	1.8	0.5	0.1	0.05	0.01	나머지
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03	6	2	4.6	-	0.25	0.13	0.03	나머지
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03Si.5	6	2	4.6	0.5	0.25	0.13	0.03	나머지

표 2 가공열처리에 따른 인장강도의 변화 (단위 : MPa)

[표 2]

시 료 명	용체화상태850℃x0.5h	냉간가공상태 73%	3시간 시효처리 상태			
			300℃	350℃	400℃	450℃
N9S6	413	896	1,089	1,195	1,043	687
N9S6Al.5	418	-	1,007	1,093	1,123	1,062
N9S6Si.5	508	-	1,151	1,202	1,175	1,029
N9S6Ti.5	492	-	1,102	1,181	1,210	975
N9S6Al1	308	984	1,104	1,179	1,154	1,063
N9S6Si1	551	1,001	1,065	1,158	1,056	914
N9S6Ti1	561	1,004	1,120	1,250	1,036	896
N9S6Al2	472	933	1,104	1,156	1,190	1,140
N9S6Si2	365	951	1,067	970	998	925
N9S6Ti2	413	841	865	859	837	702
N6S4Al1	-	-	1,023	-	-	-
N6S4Al2	-	-	1,033	-	-	-
N6S4Al.5Si.5	-	823	1,012	1,046	1,052	987
N6S4Al.5Ti.5	-	872	871	941	886	880
N6S4Si.5Ti.5	-	850	891	918	919	861
N6S4Al.5Si.5Ti.5	-	830	882	914	923	932
N4S2Al2Si.5	364	745	845	944	973	890
N6S2Al2Si.5	436	804	926	946	1,027	877
N6S4Al1Si1	489	845	971	1,040	1,032	823
N8S2Al2Si.5	603	737	843	971	1,000	1,061
N8S4Al1Si1	434	872	990	1,032	1,106	1,044
N6S2Al1.8Sr.2	370	632	671	720	779	870
N6S2Al1.8Sr.2Si.5	401	688	845	922	985	961
N6S2Al4.5Sr.5	331	796	870	909	939	853
N6S2Al1.8Ti.1B.02Si.5	486	730	833	922	961	926
N6S2Al1.8Sr.1Ti.05B.01Si.5	401	745	880	978	1,022	981
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03	-	543	595	668	708	801
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03Si.5	353	789	1,022	1,057	1,081	949

표 3 가공열처리에 따른 연신율의 변화 (단위 : %)

[표 3]

시 료 명	용체화상태850℃x0.5h	냉간가공상태 73%	3시간 시효처리 상태			
			300℃	350℃	400℃	450℃
N9S6	50	6	7	-	9	15
N9S6Al.5	56	-	9	6	4	5
N9S6Si.5	26	-	1	1	2	2
N9S6Ti.5	24	-	3	3	5	10
N9S6Al1	20	6	3	3	2	2
N9S6Si1	22	4	1	1	2	3
N9S6Ti1	26	5	2	2	3	5
N9S6Al2	-	-	-	-	-	-
N9S6Si2	-	-	1	1	1	1
N9S6Ti2	-	-	1	1	1	1
N6S4Al1	-	-	-	11	-	-
N6S4Al2	-	-	-	3	-	-
N6S4Al.5Si.5	-	7	5	4	5	7
N6S4Al.5Ti.5	-	4	7	5	6	8
N6S4Si.5Ti.5	-	6	7	7	7	9
N6S4Al.5Si.5Ti.5	-	5	5	5	5	9
N4S2Al2Si.5	56	12	8	4	5	12
N6S2Al2Si.5	38	7	2	2	4	11
N6S4Al1Si1	37	5	2	3	4	9
N8S2Al2Si.5	29	8	7	6	6	9
N8S4Al1Si1	37	3	1	2	3	4
N6S2Al1.8Sr.2	31	7	6	4	3	4
N6S2Al1.8Sr.2Si.5	29	5	7	6	6	7
N6S2Al4.5Sr.5	28	4	5	3	3	3
N6S2Al1.8Ti.1B.02Si.5	34	6	7	3	3	5
N6S2Al1.8Sr.1Ti.05B.01Si.5	29	6	10	6	7	8
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03	14	3	1	2	2	2
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03Si.5	13	6	2	2	2	5

표 4 가공열처리에 따른 전기비저항의 변화 (단위 : μΩcm)

[표 4]

시 료 명	용체화상태850℃x0.5h	냉간가공상태 73%	3시간 시효처리 상태			
			300℃	350℃	400℃	450℃
N9S6	18	18	14	12	10	9
N9S6Al.5	17	-	16	15	14	14
N9S6Si.5	19	-	14	13	10	8
N9S6Ti.5	22	-	15	15	11	6
N9S6Al1	25	20	18	17	15	11
N9S6Si1	19	18	14	13	11	9
N9S6Ti1	18	17	13	11	9	6
N9S6Al2	-	-	-	-	-	-
N9S6Si2	-	-	15	14	13	-
N9S6Ti2	12	-	11	10	10	10
N6S4Al1	-	-	-	14	-	-
N6S4Al2	-	-	-	17	-	-
N6S4Al.5Si.5	-	16	14	13	11	10
N6S4Al.5Ti.5	-	14	12	11	10	9
N6S4Si.5Ti.5	-	14	12	10	10	9
N6S4Al.5Si.5Ti.5	-	14	12	12	10	9
N4S2Al2Si.5	8	9	8	7	7	6
N6S2Al2Si.5	9	10	9	8	8	6
N6S4Al1Si1	8	9	8	7	7	7
N8S2Al2Si.5	8	10	9	10	9	7
N8S4Al1Si1	10	10	9	8	7	7
N6S2Al1.8Sr.2	8	9	9	9	9	7
N6S2Al1.8Sr.2Si.5	9	10	9	9	8	7
N6S2Al4.5Sr.5	9	10	10	10	10	7
N6S2Al1.8Ti.1B.02Si.5	9	10	9	9	8	7
N6S2Al1.8Sr.1Ti.05B.01Si.5	9	10	9	9	8	6
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03	10	11	11	11	10	7
N6S2Al4.6Sr.25Ti.13B.03Si.5	10	11	10	9	8	7

본 발명은 상술한 특정의 바람직한 실시예에 한정되지 아니하며, 청구범위에서 청구하는 본 발명의 요지를 벗어남이 없이 당해 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자라면 누구든지 다양한 변형실시가 가능한 것은 물론이고, 그와 같은 변경은 청구범위 기재의 범위 내에 있게 된다.

발명의 효과

상기와 같은 본 발명은 기존의 Cu-9Ni-6Sn 합금에서 고가인 Ni과 Sn의 일부를 줄여원가절감과 열간소성가공성을 부여하여 양산이 가능한 경제성을 갖추었고, 스피노달분해 강화형에다 석출강화 및 조직 미세화 기능을 부여한 고강도 합금으로서 고온 내열화성을 개선함으로써 인장강도를 1,000 Mpa 이상, 연신율을 5 10%를 얻고 있으며, 전기비저항치도 10 14 μΩcm를 나타내는 등의 장점이 있어서 그 산업상 이용가능성이 크게 기대된다.

(57) 청구의 범위

청구항 1.

고강도 선재 및 판재용 구리합금에 있어서,

1.0 8.0 wt%(중량 백분율)니켈(Ni)과, 1.0 6.0 wt%(중량 백분율)주석(Sn)과, 총합량을 0.1 5.0 wt%(중량 백분율)로한 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B)으로 이루어진 군중에서 선택된 2 종 이상의 원소와, 나머지는 구리(Cu)로 조성된 것을 특징으로 하는 고강도 선재 및 판재용 구리(Cu)-니켈(Ni)-주석(Sn)-알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B) 합금.

청구항 2.

고강도 선재 및 판재용 구리-니켈-주석-알루미늄, 실리콘, 스트론튬, 티타늄, 보론계 합금 제조방법에 있어서,

목표로하는 합금성분에 따라 각각의 첨가원소들을 1.0 8.0 wt%(중량 백분율)니켈(Ni)과, 1.0 6.0 wt%(중량 백분율)주석(Sn)과, 총합량을 0.1 5.0 wt%(중량 백분율)로한 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti) 및 보론(B)으로 이루어진 군중에서 선택된 2 종 이상의 원소와, 나머지는 구리(Cu)로 조성되도록 각각 평량하는 단계와,

평량한 후, 용해로 바닥에 구리(Cu)를 적당량 깔고 그 위에 니켈(Ni)을 한 층 깔고 다시 구리(Cu)를 적당량 덮고 다시 니켈(Ni)을 깔고 구리(Cu)로 덮는 방법을 반복한 적층으로 장입하되 마지막에는 구리(Cu)로써 비교적 두껍게 덮은 후, 용해를 시작하여 구리와 니켈이 모두 용해하면 슬래그를 제거하고 난 후, 용탕의 온도가 약 1,250℃ 정도가 되었을 때, 가열을 중단하거나 매우 낮은 열원을 공급하는 정도로 하고 주석(Sn)을 비롯하여, 알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트롬튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B) 중에서 첨가원소로 선정된 원소들을 연속적으로 투입하고 잘 교반하여 용해시키는 용해합금단계와,

합금원소들이 충분히 용해하고 용탕온도도 1100 1250℃ 정도로서 용탕의 유동성이 좋아지면, 주석이 4% 이하로 열간가공이 가능한 합금방안의 경우에는 주괴의 살두께가 70 mm 이상의 두꺼운 판재나 직경이 Φ100 mm 이상의 큰 대경봉으로 연속주조나 금형주조로 인고트를 제조하고, 냉간가공이 유리한 주석이 4% 이상인 합금방안의 경우에는 주괴의 살두께가 30 mm 이하의 얇은 판재나 직경이 Φ20 mm 이하의 작은 소경봉으로 연속주조하여 주괴를 만드는 단계와,

이렇게 제조된 주괴 중에서 판재나 소경봉 상태의 주괴는 균질화처리 후, 냉간압연 또는 냉간인발에 의해 85% 이상의 소성가공으로 주조조직을 완전히 제거한 후, 이를 850±50℃의 온도에서 0.5 1.0 시간 유지한 후에 수냉하여 용체화처리를 행하며, 열간압연이나 압출에 의해 제조된 판재나 선재의 경우도 850±50℃의 온도에서 0.5 1.0 시간 유지한 후에 수냉하여 용체화처리를 행하는 단계와,

이렇게 용체화처리된 중간 상태의 봉재나 판재는 목표로하는 물성의 목표에 따른 냉간가공량 만큼 압연이나 인발을 한 후에 시효처리로서 300 550℃에서 1 10 hr 유지한 후 공냉하면 구리(Cu)-니켈(Ni)-주석(Sn)계 합금에서 나타나는 $(Cu_xNi_y)_zSn$ 형 스피노달 분해생성물에 의한 강화효과와 구리(Cu)-니켈(Ni)-알루미늄(Al), 실리콘(Si)계 합금에서 나타나는 Cu_xAl, Cu_yNi_zAl, Ni_xAl, Cu_xSi, Cu_yNi_zSi, Ni_xSi 형 석출물에 의한 강화효과를 얻는 시효처리 단계를 거치도록 한 것을 특징으로 하는 고강도 선재 및 판재용 구리(Cu)-니켈(Ni)-주석(Sn)-알루미늄(Al), 실리콘(Si), 스트론튬(Sr), 티타늄(Ti), 보론(B) 합금의 제조방법.