



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2016년06월07일  
(11) 등록번호 10-1627696  
(24) 등록일자 2016년05월31일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
B21B 3/00 (2006.01) B21B 1/46 (2006.01)  
B21B 37/16 (2006.01) C22C 9/06 (2006.01)  
C22F 1/08 (2006.01)  
(52) CPC특허분류  
B21B 3/00 (2013.01)  
B21B 1/463 (2013.01)  
(21) 출원번호 10-2015-0187790  
(22) 출원일자 2015년12월28일  
심사청구일자 2015년12월28일  
(56) 선행기술조사문헌  
JP04566048 B2  
KR101208578 B1

(73) 특허권자  
주식회사 풍산  
경기도 평택시 포승읍 평택항로156번길 134  
(72) 발명자  
박철민  
대전광역시 서구 둔지로 75, 101동 1502호(둔산동, 파랑새아파트)  
남효문  
울산광역시 남구 장검1길 21-34, 502호(무거동, 선진아트맨션)  
김준형  
울산광역시 남구 장검1길 21-34, 303호(무거동, 선진아트맨션)  
(74) 대리인  
김용인

전체 청구항 수 : 총 9 항

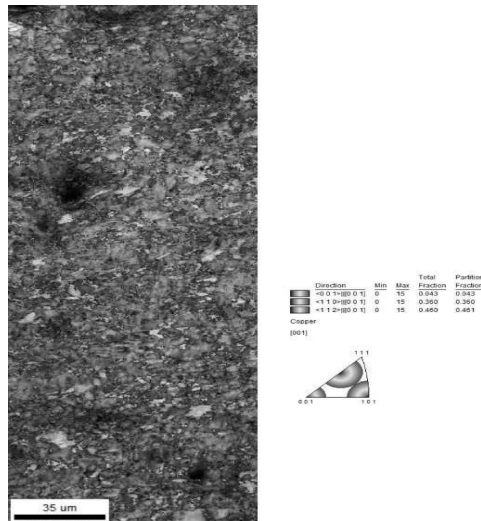
심사관 : 손용욱

(54) 발명의 명칭 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재 및 그의 제조 방법

(57) 요약

본 발명은 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법에 관한 것이다. 본 발명의 제조 방법에 따라 제조된 동합금재는 인장강도, 탄성강도, 전기전도도 및 굽힘 가공성이 모두 우수하다.

대표도 - 도1a



(52) CPC특허분류

**B21B 37/16** (2013.01)

**C22C 9/06** (2013.01)

**C22F 1/08** (2013.01)

**B21B 2003/005** (2013.01)

**B21B 2261/04** (2013.01)

**B21B 2265/14** (2013.01)

---

## 명세서

### 청구범위

#### 청구항 1

- (a) 1.0 내지 4.0 중량%의 니켈(Ni), 0.1 내지 1.0 중량%의 규소(Si), 0.1 내지 1.0중량(%) 이하의 주석(Sn), 잔부량의 동 및 불가피한 불순물로 구성되고, 상기 불가피한 불순물은 Ti, Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr, Hf로 이루어지는 그룹으로부터 선택되는 하나 이상의 전이금속으로, 총합 1중량% 이하의 양으로 포함되는 것인 성분 원소들의 용해 및 주괴를 주조하는 단계,
- (b) 상기 단계에서 수득된 주괴를 750-1000℃의 온도에서 1-5시간 동안 열간압연하는 단계,
- (c) 압하율 50% 이상으로 중간 냉간압연하는 단계,
- (d) 780-1000℃에서 1-300초 동안 고온, 고속 용체화 처리하는 단계,
- (e) 압하율 10-60% 범위에서 압연 횟수 10회 이하로 최종 냉간압연하는 단계,
- (f) 전 단계에서 수득된 생성물을 400-600℃에서 1-20시간 동안 석출 처리하는 단계, 및
- (g) 석출 처리된 생성물을 300-700℃에서 10-3000초간 응력완화 처리하는 단계를 포함하는 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법으로서,

수득된 동합금재는 EBSD 분석시 {001} 결정면이 10% 이하, {110} 결정면이 30-60% 및 {112} 결정면이 30-60%이며, 저격각 결정립계의 분율이 50-70%이고, 인장강도가 620-1000MPa, 탄성강도가 460-750MPa, 전기전도도가 35-50%IACS 범위이고, 압연 방향 및 압연 직각 방향 굽힘가공성은 Good way 방향(압연 방향과 직각 방향으로 굽힘)과 Bad way 방향(압연 방향과 평행 방향으로 굽힘)의 굽힘 실험을 180도, R/t=0 조건(여기서 R=곡률반경, t=소재의 두께)으로 완전 밀착을 실시한 후 광학 현미경으로 균열이 확인하여 미세 균열 발생되지 않는 것인 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 (c) 중간 압연 단계 및 (d) 용체화 처리 단계는 반복 실시될 수 있는 것인 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 3

제 1 항에 있어서,

상기 (f) 석출 처리 단계 전에 또는 후에, 판 형상을 교정하는 단계를 더 포함하는 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 4

제 1 항에 있어서,

상기 (g) 응력 완화 단계 후에 주석(Sn), 은(Ag), 또는 니켈(Ni) 도금하는 단계를 더 포함하는 것인 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 5

제 1 항에 있어서,

상기 (g) 응력 완화 단계 후에 수득된 동합금재를 판재, 봉, 또는 관 형태로 제조하는 단계를 더 포함하는 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 6

제 1 항에 있어서,

인(P)이 1.0중량% 이하의 양으로 더 첨가되는 것인 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 7

제 1 항에 있어서,

아연(Zn)이 1.0중량% 이하의 양으로 더 첨가되는 것인 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 8

제 1 항에 있어서,

1.0 중량% 이하의 인(P) 및 1.0 중량% 이하의 아연(Zn)이 더 첨가되는 것인 자동차, 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법.

#### 청구항 9

제 1 항 내지 제 8 항 중 어느 한 항의 제조 방법에 따라서 제조된 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재.

### 발명의 설명

#### 기술 분야

[0001] 본 발명은 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재 및 제조 방법에 관한 것으로, 특히 소형 및 정밀 커넥터, 스프링 소재, 반도체 리드프레임, 자동차 및 전기 전자용 커넥터, 릴레이 소재 등의 정보 전달 또는 전기 직접 재료로서, 인장강도, 탄성강도, 전기전도도 및 굽힘가공성이 모두 우수한 동합금재 및 그의 제조 방법에 관한 것이다.

#### 배경 기술

[0002] 자동차 및 전기전자 부품에 적용되는 동합금재는, 커넥터, 단자, 스위치, 릴레이, 리드프레임 등의 용도에 따라 상이한 각각의 요구 특성을 갖추도록 다양한 종류의 합금들이 사용되고 있다. 그러나 자동차 및 전기전자 부품 기능의 다양화 및 전기 회로 구성의 복잡화에 따라, 해당 부품의 소형화와 경량화가 요구되고 있으며, 이를 만족시키기 위하여 소재가 되는 동합금재의 특성 개선이 필요하다.

[0003] 예를 들어, 자동차용 커넥터의 경우, 커넥터의 폭 크기에 따라 0.025 인치, 0.050 인치, 0.070 인치, 0.090 인치, 0.250 인치 등으로 분류되고, 커넥터 두께에 따라 각각 025, 050, 070, 090, 250 커넥터 시리즈로 불리는데, 크기가 소형화되는 방향으로 개선되고 있다. 뿐만 아니라, 커넥터 단자의 핀 개수도 기존의 50-70개에서 100개 이상으로 고밀도화되는 방향으로 개선 중이다.

[0004] 상술한 커넥터의 소형화 및 고밀도화에 따라, 동합금재의 폭도 기존 0.4mm에서, 0.30mm, 0.25mm, 0.15mm로 점점 얇아지는 추세이다. 이러한 동합금재의 협폭화에 따라, 현재 동합금재의 인장강도 및 탄성강도의 수준(대략 인장강도 610MPa 및 탄성강도 450MPa)에서 0.15mm 두께로 단자 가공 작업 시 핀 부분의 휨 현상이 발생한다. 따라서, 자동차 및 전기전자부품 분야에서 사용되는 동합금재는 상기 휨 현상을 방지하기 위하여, 강도 측면에서도 최소 인장강도 620MPa 이상, 및 탄성강도 460MPa 이상으로 특성 향상이 필요하다.

[0005] 한편, 자동차 및 전기 전자 부품의 단자 가공 시에는, 압연 방향(또는 압연 평행 방향)뿐만 아니라, 압연 직각 방향으로도 굽힘가공이 적용된다. 이에 따라, 소재의 압연방향 및 압연직각방향 모두에서 굽힘가공성의 개선이 절실히 요구된다.

[0006] 현재 자동차용 및 전기전자 부품으로 인청동 또는 황동과 같이 합금원소 첨가로 인한 고용 강화형 형태로 제조한 동합금재가 주로 적용되지만, 상기 고용 강화형 동합금재의 강도는 일반 순동에 비하여 우수한 성질을 보이거나 전기전도도 측면에서 순동 대비 크게 떨어지는 단점이 있다. 또한 인청동 같은 경우는 압연 직각 방향은 굽힘가공성이 양호하나, 압연 방향에서 굽힘가공시 균열(crack)이 발생한다. 또한 황동과 인청동은 열에 취약하여 열이 발생하는 부분, 예컨대 자동차 엔진 부근의 단자로 적용시 소재의 연화에 의한 접점 단락, 쇼트(short) 등의 문제를 야기할 수 있으므로 사용이 엄격히 제한된다.

[0007] 이외에도 자동차용 및 전기전자 부품으로 주로 사용되는 동합금으로는 코르손계 동합금(Cu-Ni-Si 계 동합금)이

있으나, 강도 향상을 위해 석출 처리 후 압연 공정으로 제조시 압연 과정으로 형성된 가공 조직으로 인해 굽힘 가공시 압연 방향과 압연 직각 방향의 굽힘 가공에서의 차이를 보인다. 또한 상술한 바와 같이 자동차 및 전기 전자 부품용 동합금재의 소형화 및 고밀도화에 따라 요구되는 인장강도 및 탄성강도의 기준이 더욱 높아졌으나, 기존 코르손계 동합금(Cu-Ni-Si계 동합금)의 인장 강도와 탄성 강도는 이에 못 미쳐 단자의 휨 현상이 발생하는 단점이 있다.

[0008] 요컨대, 현재 자동차 또는 전기전자 부품에 사용되는 동합금재는 부품의 소형화 및 고밀도화에 따라 요구되는 고인장강도, 고탄성강도 및 고전기전도도 특성과 더불어, 압연 방향 및 압연 직각 방향의 굽힘가공성도 함께 요구된다. 그러나 일반적으로 인장강도, 탄성강도는 굽힘가공성과 반비례적인 경향을 가지고 있기 때문에, 상술한 특성을 모두 가진 동합금재의 개발에 대한 요구가 매우 높다. 특히, Cu-Ni-Si계 합금에 있어서, 고인장강도, 고탄성강도를 유지하면서 압연 방향 및 압연 직각 방향 굽힘가공성을 동시에 만족하는 연구가 활발하게 진행하고 있다.

[0009] 일본 공개특허공보 제2006-283059호에서는 큐브(Cube) 결정방위를 가지고 있는 {001} <100>의 면적 비율을 50% 이상으로 결정방위를 제어하여 굽힘가공성을 향상시켰고, 일본 공개특허공보 2011-017072호에서는 브라스(Brass) 결정방위인 {110} <112>의 면적 비율을 20% 이하, 카퍼(Copper) 결정방위를 {121} <111>의 면적 비율을 20% 이하로 하며, 큐브(Cube) 결정방위를 {001} <100>의 면적 비율을 5~60%로 함으로써 굽힘가공성을 개선시켰다.

[0010] 즉 상기에서 본 바와 같이, 종래 기술에서는 기존 결정방위 제어를 통하여 큐브(Cube) 방위 {001} <100>의 면적 비율을 증가시켜 굽힘가공성을 향상시키는 방법을 제안한다. 그러나, Cu-Ni-Si계 동합금의 큐브(Cube) 방위는 열처리 과정에서 성장하므로, 큐브(Cube) 방위 {001} <100>의 면적 비율이 증가됨에 따라 인장강도와 탄성강도가 저하된다는 문제점이 있다.

## 발명의 내용

### 해결하려는 과제

[0011] 상술한 문제들을 해소하기 위해, 인장강도, 탄성강도, 전기전도도 및 굽힘가공성이 모두 우수한 자동차 및 전기 전자 부품용 동합금재를 제조하는 방법을 제공하기 위한 것이다.

### 과제의 해결 수단

[0012] 본 발명은 (a) 1.0 내지 4.0 중량%의 니켈(Ni), 0.1 내지 1.0 중량%의 규소(Si), 0.1 내지 1.0중량(%) 이하의 주석(Sn), 잔부량의 동 및 불가피한 불순물로 구성되고, 상기 불가피한 불순물은 Ti, Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr, Hf로 이루어지는 그룹으로부터 선택되는 하나 이상의 전이금속으로, 총합 1중량% 이하의 양으로 포함되는 것인 성분 원소들의 용해 및 주괴를 주조하는 단계, (b) 상기 단계에서 수득된 주괴를 750~1000℃의 온도에서 1~5시간 동안 열간압연하는 단계, (c) 압하율 50% 이상으로 중간 냉간압연하는 단계, (d) 780~1000℃에서 1~300초 동안 고온, 고속 용체화 처리하는 단계, (e) 최종 냉간압연의 압하율을 10~60%까지, 압연 횟수는 10회 이하인 단계, (f) 수득된 생성물을 400~600℃에서 1~20시간 동안 석출 처리하는 단계, 및 (g) 석출 처리된 생성물을 300~700℃에서 10~3000초간 응력완화 처리하는 단계를 포함하는 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법으로서, 상기 제조 방법에 의해 제조된 동합금재는 EBSD 분석시 {001} 결정면이 10% 이하, {110} 결정면이 30~60% 및 {112} 결정면이 30~60%이며, 저격각 결정립계의 분율이 50~70%이고, 인장강도가 620~1000MPa, 탄성강도가 460~750MPa, 전기전도도가 35~50%IACS를 만족하며, 우수한 압연 방향(또는 압연 평행 방향이라고 함) 및 압연 직각 방향 굽힘가공성을 가지는 것인 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법에 관한 것이다.

[0013] 상기 방법에서 상기 (c) 중간 압연 단계 및 (d) 용체화 처리 단계는 필요에 따라 반복 실시될 수 있다.

[0014] 또한, 상기 (f) 석출 처리 단계 전에 또는 후에, 관 형상을 교정하는 단계를 더 포함할 수 있다.

[0015] 한편, 상기 (g) 응력 완화 단계 후에 주석(Sn), 은(Ag), 또는 니켈(Ni) 도금하는 단계를 더 포함할 수 있다. 또한, 상기 (g) 응력 완화 단계 후에 수득된 동합금재를 판재, 봉, 또는 관 형태로 제조하는 단계를 더 포함할 수 있다.

[0016] 상기 동합금재의 제조 방법에서, 인(P)이 1.0중량% 이하의 양으로 더 첨가될 수 있고, 아연(Zn)이 1.0중량% 이하의 양으로 더 첨가될 수 있다. 인(P) 및 아연(Zn)이 각각 1.0중량% 이하의 양으로 함께 더 첨가될 수 있다.

[0017] 본 발명은 상술한 제조 방법에 따라서 제조된 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재에 관한 것이다.

### 발명의 효과

[0018] 본 발명은 인장강도, 탄성강도, 전기전도도, 및 굽힘가공성이 우수한 자동차 및 전기전자 부품용 동합금재의 제조 방법을 제공한다.

### 도면의 간단한 설명

[0019] 도 1a는 실시예 1의 시료(Cu-1.8Ni-0.3Si-0.3-0.01P)의 결정면 분율을 나타내는 도면이다.

도 1b는 실시예 1의 시료(Cu-1.8Ni-0.3Si-0.3-0.01P)의 결정립계 분율을 나타내는 도면이다.

도 2a는 실시예 4의 시료(Cu-2.2Ni-0.5Si-0.3-0.01P-0.1Zn)의 결정면 분율을 나타내는 도면이다.

도 2b는 실시예 4의 시료(Cu-2.2Ni-0.5Si-0.3-0.01P-0.1Zn)의 결정립계 분율을 나타내는 도면이다.

### 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0020] 본 발명에 따르는 자동차 및 전기전자부품용 동합금재의 화학 조성 성분에 대하여 설명한다. 본 발명에 따르는 동합금재는 1.0 내지 4.0 중량%의 니켈(Ni), 0.1 내지 1.0 중량%의 규소(Si), 0.1 내지 1.0중량(%) 이하의 주석(Sn), 잔부량의 동(Cu) 및 불가피한 불순물로 이루어지며, 상기 불가피한 불순물은 Ti, Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr 및 Hf로 이루어지는 그룹으로부터 선택되는 하나 이상의 전이금속이다.

[0021] 상기 동합금재는 1.0 중량% 이하의 인(P) 및 1.0 중량% 이하의 아연(Zn) 중 하나 이상을 필요에 따라 더 포함할 수 있다. 상기 성분의 총합은 2 중량% 이하이다.

[0022] 본 발명에 따르는 동합금재에 함유되는 성분 원소들의 역할과, 각 성분 원소의 함량 범위는 하기와 같이 설명될 수 있다.

[0023] (1) Ni 및 Si

[0024] 본 발명에 따르는 동합금재에서 Ni의 성분 함량은 1.0~4.0 중량%이고, Si의 성분 함량은 0.1~1.0 중량%이다. Ni 중량이 1.0 중량% 미만 및 Si 중량이 0.1 중량% 미만이면, 석출 처리로 충분한 강도를 확보하지 못하므로 자동차, 전기 전자용 커넥터, 반도체, 리드프레임에 적용하기 부적합하다. 또한 Ni의 함량이 4 중량% 초과 및 Si의 함량이 1.0중량% 초과일 경우, 주조 과정에서 형성된 Ni-Si 정출물들이 열간 압연 전 가열 과정에서 급속하게 조대화 화합물로 성장하여 열간 압연시 측면 균열(side crack)을 유발한다.

[0025] (2) Sn

[0026] Sn은 Cu 기지에서 확산 속도가 느린 원소이며, 석출 처리 과정에서 Ni-Si 석출물 성장을 억제하고, Ni-Si 석출물을 미세하게 분산시켜 강도를 증가시킨다. 본 발명에 따르는 동합금재에서, Sn은 0.1중량% 내지 1.0 중량%의 범위로 포함되며, 0.1 중량% 이하인 경우 Sn의 Ni-Si 석출물 분산 효과가 충분히 발휘되지 않기 때문에 인장강도 및 탄성강도가 저하되며, 1.0 중량% 초과로 첨가 시 석출 후에도 Cu 기지 안에 Sn이 존재하기 때문에 전기전도도가 급격하게 저하된다.

[0027] (3) P

[0028] 본 발명의 동합금재에서, 인(P)은 1.0 중량% 이하의 양으로 더 포함될 수 있다. 인이 추가로 포함되는 경우 그 포함되는 양만큼 잔부량인 구리의 함량이 줄어든 것으로 볼 수 있다. 인(P)은 본 발명의 동합금재의 제조 방법 중 용탕 용해 과정에서 탈산제 역할을 하고, 석출 처리 과정에서  $Ni_3P$ ,  $Ni_5P_2$ ,  $Fe_3P$ ,  $Mg_3P_2$ , 및  $MgP_4$  등과 같이 다양한 형태의 석출물을 형성하며, 특히 인(P)은 동합금재 내에 존재하는 전이금속인 Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr, 및 Hf 중 하나 이상과 Ni-Si 석출물을 결합시키는 매개체 역할을 할 수 있다. 따라서 동 기지 조직에서 기타 불순물을 석출과정에서 분리시켜 Cu-Ni-Si-P-X(여기서, X는 Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr, 및 Hf 중 하나 이상인 전이금속임)와 같은 석출물을 형성하여 인장강도와 전기전도도를 향상시키는 효과를 갖는다. 본 발명에 따른 동합금재 내에서 인의 함량이 1.0 중량%보다 높으면, 동합금재의 전기전도도가 지나치게 저하된다.

[0029] (4) Zn

[0030] 본 발명의 동합금재에서, Zn는 1.0 중량% 미만으로 더 첨가될 수 있으며, Zn 첨가량만큼 잔부량의 Cu의 함량이



줄어든 것으로 볼 수 있다. 본 발명의 동합금재에서, Zn은 동합금 판재의 도금시 Sn 도금이나 땀납의 내열 박리성을 개선하여 도금층의 열 박리를 억제한다. 본 발명에 따르는 동합금재에서, Zn이 포함되는 경우의 함량은 1.0 중량% 이하이며, 1.0 중량% 초과시 오히려 동합금재의 전기전도도가 크게 저하된다.

[0031] (5) 불순물(Ti, Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr, Hf)

[0032] 본 발명에서 불순물은 전이금속인 Ti, Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr, 및 Hf로 이루어진 그룹으로부터 선택적으로 1종 이상을 의미한다. 상기 불순물은 석출 처리 과정에서 NiSi에 P 성분을 매개체로 하여 불순물이 함께 금속간 화합물을 형성하여 기지 내에 석출되어 강도를 증가시킨다. 하지만 불순물의 합계가 1중량%가 넘으면 석출 처리 후에도 Cu 기지에 불순물이 남아 있게 되어 급격한 전기전도도 저하를 초래하는 단점이 있다.

[0033] 상술한 본 발명에 따르는 동합금재의 제조 방법은 아래와 같다.

[0034] (a) 주괴 주조 단계

[0035] 본 발명에 따르는 자동차용 및 전기전자 부품용 동합금재의 구성 성분으로 주괴를 주조한다. 상기 주괴는 1.0 내지 4.0 중량%의 니켈(Ni), 0.1 내지 1.0 중량%의 규소(Si), 0.1 내지 1.0중량(%) 이하의 주석(Sn), 잔부량의 동(Cu) 및 불가피한 불순물로 이루어진다. 선택적으로, 상기 주괴는 인(P) 및 아연(Zn) 중의 하나 이상을 각 1 중량% 이하의 양으로 포함할 수 있다. 선택적인 성분 원소가 포함되는 경우, 추가되는 선택적인 성분 원소의 양만큼 동의 함량이 조절된다. 또한, 기타 불순물로서 Ti, Co, Fe, Mn, Cr, Nb, V, Zr 및 Hf로 이루어지는 그룹으로부터 선택되는 하나 이상의 전이금속이 총합 1 중량% 이하의 양으로 포함될 수 있고, 상기 기타 불순물은 스크랩, 전기동, 동스크랩을 통하여 불가피하게 포함된다.

[0036] (b) 열간압연 단계

[0037] 앞선 단계에서 수득된 주괴 생성물은, 바람직하게 750℃ 내지 1000℃의 온도에서 1 내지 5시간 동안, 더 바람직하게는 900℃ 내지 1000℃에서 2 내지 4시간 동안 열간압연된다. 열간 압연을 750℃ 이하의 온도에서, 1시간보다 적은 시간 동안 실시하면, 수득되는 생성물 내에 주조 조직이 남아 있어 강도와 굽힘가공성이 저하된다. 또한, 열간압연을 1000℃ 초과와 온도에서 5시간보다 길게 실시하면, 수득되는 동합금 내에 결정립이 조대화되어, 완제 두께로 제조시 제조된 부품의 굽힘가공성이 떨어진다.

[0038] (c) 중간 냉간압연 단계

[0039] 이전 열간압연 단계에서 수득된 생성물에 대하여, 상온에서 중간 냉간압연을 실시한다. 중간 냉간압연의 압하율은 50% 이상이 바람직하며, 더 바람직하게는 80% 이상이다. 중간 냉간압연의 압하율이 50% 보다 낮은 경우에는 Cu 기지에 충분한 전위가 발생하지 않아 후속 용체화 처리 과정에서 재결정이 늦게 일어나므로 충분한 과포화 상태가 형성하지 못하여 결국 충분한 인장강도를 얻지 못한다.

[0040] (d) 고온, 고속 용체화 처리

[0041] 용체화 처리는 최종 수득되는 동합금재의 고인장강도, 고탄성강도 및 우수한 굽힘가공성을 확보하기 위해서 가장 중요한 공정이다. 용체화 처리는 780-1000℃의 온도에서 1-300초 동안 이루어지는 것이 바람직하며, 더 바람직하게는 950-1000℃에서 10-60초 동안 이루어진다. 이 용체화 처리 공정 후 최종 수득되는 본 발명에 따르는 동합금재는 인장강도 및 탄성강도가 증가하되 굽힘가공성은 그대로 유지한다.

[0042] 용체화 온도가 780℃보다 낮거나, 또는 용체화 처리 시간이 1초보다 짧은 경우 충분한 과포화 상태를 형성하지 못하여 석출처리 후에도 NiSi 석출물이 충분하게 석출되지 않아 인장강도 및 탄성강도가 떨어지며, 반면 용체화 처리 온도가 1000℃보다 높거나, 또는 용체화 처리 시간이 300초 초과일 때에는 NiSi 석출물이 지나치게 생성되어 굽힘가공성이 떨어진다.

[0043] 한편, 상기 용체화 처리의 조건과 관련된 최종 완제품의 물성 변화를 최종 생성물을 시료로 하여 비커스 경도 측정 및 결정립 입자 크기 측정 실험을 통하여 분석할 수 있다. 상기 용체화 조건에 따르면, 최종 수득되는 동합금재에서 경도는 비커스 경도 값으로(1-5kgf) 75-95Hv 범위이며, 더 바람직하게는 80-90Hv이고, 동합금재 내의 결정립의 입자 크기는 평균 3-20 $\mu$ m 범위이며, 더 바람직하게는 5-15 $\mu$ m 범위이다.

[0044] 또한 상술한 바와 같이, 고온 온도 구간에서 고속 용체화 처리하면, 용체화 처리 과정에서 형성되는 {001} 결정면 성장이 억제되고, 용체화 처리 전 중간 냉간 압연에서 형성된 저경각 결정립계 분율도 용체화 처리에 따라 결정립 재배열이 일어나기 때문에, EBSD 분석 결과 동합금재 내의 {001} 결정면이 5% 이하로 제어되고, 저경각 결정립 분율이 10%로 미만으로 제어된다. 즉, 용체화 처리 온도가 780℃ 보다 낮거나 용체화 처리 시간이 1초

이하인 경우, 최종 수득되는 동합금재의 경도는 비커스 경도 95Hv 이상이나 결정립의 입자 크기가  $3\mu\text{m}$  이하이므로 인장강도 및 탄성강도가 저하되고, 용체화 처리 온도가  $1000^{\circ}\text{C}$  이상이거나, 300초 이상일 때에는 최종 수득되는 동합금재의 경도가 75Hv 이하로 저하되고, 결정립 크기는  $20\mu\text{m}$  이상으로 성장하여 굽힘가공성이 저하된다. 특히 압연 방향(또는 압연 평행 방향이라고 함)의 굽힘가공성이 급격하게 떨어진다.

[0045] (e) 최종 냉간압연

상기 용체화 처리 후 수득되는 생성물에 대하여, 최종 냉간압연이 실시된다. 최종 냉간압연의 압하율은 10-60% 범위, 바람직하게는 20-40% 범위이다. 최종 냉간압연된 생성물에 대하여 EBSD 분석을 실시하면, 상기 구간에서 저각각 결정립계가 50-80% 정도 형성되는 것을 확인할 수 있다. 최종 냉간압연의 압하율이 10% 미만이면 {110} 결정면 및 {112} 결정면이 충분하게 형성되지 못하여 인장강도가 현저하게 떨어지게 된다. 최종 압하율이 60% 초과하면, {110} 결정면 및 {112} 결정면이 급격하게 형성되고 동시에 저각각 결정립계 분율이 저하되어 굽힘가공성이 저하된다. 또한 냉간압연 횟수(또는 “패스(pass) 수” 라고 함)는 7회(패스 수) 이하가 바람직하며, 더 바람직하게는 4회이다. 압연 횟수가 10회가 넘어가면 가공 경화능 감소에 따른 초기에 형성된 전위들의 소멸이 발생함으로 최종 시효 처리 이후 인장강도와 탄성강도가 떨어진다.

[0047] (f) 석출 처리

상기 단계에서 수득된 생성물을  $400-600^{\circ}\text{C}$ 에서 1-20시간 동안 석출 처리하는 것이 바람직하며, 더 바람직하게는  $450-550^{\circ}\text{C}$ 에서 5-15시간 동안 실시된다. 석출 처리 동안, 이전 단계에서 수득된 생성물 내에 존재하는 미세한 Ni-Si계 석출물들이 석출 처리 전 최종 압연에서 가공에 의한 결정립계와 Cu 기지 내에서 전위 형성 부위에서 Ni-Si 석출물이 석출 처리 과정에서 핵이 형성되어 핵성장이 일어난다. 이 과정에서 Sn원소의 확산 속도가 늦어 Ni-Si계 석출물의 성장을 억제하며, Cu 기지와 결정립계에 Ni-Si계 석출물을 균일하게 분포시킨다. 이로써 최종 수득되는 동합금재의 인장강도와 전기전도도, 탄성강도, 및 굽힘가공성이 모두 향상된다.

[0049] 석출 처리 온도가  $400^{\circ}\text{C}$  미만이거나, 또는 석출처리 시간이 1시간 미만인 경우, 석출 처리에 필요한 열량이 부족하여, Ni-Si 석출물들이 Cu 기지 내 충분히 Ni-Si 석출 화합물로 핵생성 및 핵성장하지 못하여, 인장강도, 전기전도도, 및 탄성강도가 떨어진다. 또한 최종압연에서 형성된 전위들이 압연 방향으로 더 밀집되어 굽힘가공시 Bad way 방향(압연 평행 방향 또는 압연 방향)에서 굽힘가공성이 더 떨어지며, 굽힘가공시 이방성이 형성된다. 반면에, 석출처리 온도가  $600^{\circ}\text{C}$  초과이거나, 또는 석출 처리 시간이 20시간 이상인 경우, 과시효가 일어나 수득되는 동합금재의 전기전도도는 최대값을 가질 수 있지만, 최종 생성물에서 인장강도와 탄성강도가 감소된다.

[0050] (g) 응력완화 처리

[0051] 전 단계에서 수득된 생성물을  $300-700^{\circ}\text{C}$ 에서 10-3000초간 응력완화 처리한다. 더 바람직하게는  $500-600^{\circ}\text{C}$ 에서 15-300초 동안 응력완화 처리된다. 응력완화 처리 단계는 수득된 생성물의 소성 변화에 의해 형성된 응력을 열을 가하여 해소하는 공정이며, 특히 판형상 교정 후 탄성강도를 회복하는데 중요한 역할을 한다.

[0052] 응력완화 처리가  $300^{\circ}\text{C}$  미만, 또는 10초 미만에서 실시되는 경우는 판형상 교정에 따른 탄성강도 손실을 충분하게 회복하지 못하고,  $700^{\circ}\text{C}$  초과, 또는 3000초 초과 동안 실시되는 경우는 탄성강도 최대 회복 구간을 지나버려 기계적 성질인 인장강도 및 탄성강도가 저하될 수 있다.

[0053] 한편, 본 발명의 동합금재의 제조 방법에서, 수득하고자 하는 최종 생성물의 두께를 달성하기 위해, 상술한 (c) 중간 냉간압연 및 (d) 용체화 처리 단계를 필요에 따라 반복적으로 실시할 수 있다.

[0054] 또한 (f) 석출 처리 단계 전에 또는 후에, 소재의 판 형상에 따라 판 형상 교정을 실시할 수 있다.

[0055] 또한, (g) 응력 완화 단계 후에, 용도에 따라서 주석(Sn), 은(Ag), 니켈(Ni) 도금이 실시될 수 있다. 그뿐 아니라 (g) 응력 완화 단계 후에 수득된 동합금재를 판재, 봉, 판 형태로 제조할 수 있다. 상기 공정 중 도금 단계는 형태 제조 이후 단계이므로 마지막에 적용할 수 있다.

[0056] 한편, 상술한 본 발명의 동합금재의 제조 방법에 따라 생성된 동합금재의 결정면 및 결정립계 저각각 결정립 분율은 하술되는 특징을 가진다.

[0057] 결정면 및 결정립계 저각각 결정립의 측정

[0058] Cu-Ni-Si계 합금에서는 굽힘가공시 크랙(crack) 발생은 제조 공정 중 변형에 의해 형성된 전위들이 굽힘가공시 전단대로 형성되어 균열을 발생하여 굽힘가공성을 저하시킨다. 이러한 전위들의 형성은 결정립계의 고각각 결정립계에서 더 집중적으로 형성한다. 본 발명에서는 결정립계 분율을 아래와 같이 분석하였고, 저각각 결정립계의



분율을 최대화하여 굽힘가공성을 확보하였다.

[0059] Cu-Ni-Si계 합금에서 이상 방위들의 밀러(Miller) 지수와 오일러(Euler) 각은 하기 표 1과 같이 표현한다(문헌 [철강재료의 집합조직 첫걸음](2014, 허무영) 참조).

표 1

[0060]

밀러 지수	오일러 각	결정방위
(001)[0-10]	(45,0,45)	큐브(Cube)
(001)[1-10]	(0,0,45)	로테이티드-큐브(Rotated-Cube)
(112)[1-10]	(0,35,45)	-
(111)[1-10]	(60,55,45)	{111}//ND
(111)[1-21]	(30,55,45)	{111}//ND
(110)[1-12]	(55,90,45)	브라스(Brass)
(112)[-1-11]	(90,35,45)	카퍼(Copper)
(110)[001]	(90,90,45)	고스(Goss)

[0061] 상기 표 1에서 설명된 바와 같이, 동합금재에서 {001} 결정면은 큐브(Cube) 결정방위 및 로테이티드-큐브(Rotated-Cube) 결정방위를 포함하며, {110} 결정면은 브라스(Brass) 결정방위 및 고스(Goss) 결정방위를 포함하며, {112} 결정면은 카퍼(Copper) 결정방위를 포함한다.

[0062] 일반적으로 {001} 결정면으로 형성하는 큐브(Cube) 결정방위는 굽힘가공성과 관련 있고, 상술한 본 발명의 제조 방법에서 열처리 과정에서 형성되며, {110} 결정면으로 형성하는 브라스(Brass) 결정방위 및 고스(Goss) 결정방위와 {112} 결정면으로 형성하는 카퍼(Copper) 방위는 상술한 본 발명의 제조 방법에서 인장강도 및 탄성강도 향상에 주요한 역할을 하며 압연 과정에서 형성된다.

[0063] EBSD(electron backscatter diffraction, 전자 후방산란 회절) 분석장비를 활용하여 시료를 측정하며, 얻어진 측정점의 좌표 (x,y)축의 방위 g의 오일러 각 등을 기록하여 EBSD 분석 소프트웨어를 활용하여 EBSD 방위 맵(map)으로 나타내었다. 상기 EBSD 방위 측정 데이터로부터 {001}, {110} 및 {112} 결정면의 분율을 각각 계산하였다. 이때 EBSD 방위 맵 산란각은  $\psi=15^\circ$ 로 설정하였다.

[0064] 굽힘가공성은 미세조직의 Cu 기지, 결정립계 및 전위밀도와 밀접한 관계가 있다. 특히 굽힘가공시 응력은 상대적으로 취약한 결정립계에 부위에서 집중적으로 발생하여 해당 부위에서 전위밀도가 증가하여 지속적인 변형 과정에서 균열까지 형성된다.

[0065] EBSD를 GB 맵에서 한 결정립 방위와 g1과 이웃하는 결정립 방위 g2 간에는 하기 식 1과 같은 관계가 있다.

[0066] (식 1)

[0067]  $g1=R*g2$

[0068] (여기서, R은 방위 g2가 방위 g1로 회전하는데 필요한 회전행렬이다.)

[0069] 회전행렬 R은 하나의 회전축 [r1, r2, r3]과 회전각  $\omega$ 으로 표현할 수 있으며, g1과 방위 g2 간의 방위차는 각 g로 표현한다. 또한 결정립계의 방위차 g가 존재하며, 일반적으로 g가 15도 이상이면 고경각 결정립계라고 한다. 또한 결정립 g가 15도 미만이면 저경각 결정립계라고 한다. EBSD의 측정 결과로부터 g의 15도 이상과 15도 미만으로 면적율을 각각 측정한다.

[0070] 동합금재의 인장강도, 탄성강도, 굽힘가공성 및 전기기전도도를 골고루 개선하기 위해서는 동합금재의 {001}, {110} 및 {112} 결정면의 밸런스뿐만 아니라, 결정립계의 저경각 결정립계과 고경각 결정립계의 밸런스도 균형적으로 형성될 필요가 있다.

[0071] 본 발명에 따르는 동합금재는, 굽힘가공성을 확보하기 위하여, {001} 결정면의 분율은 10% 이하이며, 더 바람직하게는 2-7%이다. {001} 결정면의 분율은 10%보다 높은 경우, 용체화 처리나 석출처리와 같은 열처리 공정에서 {001}결정면이 형성하여 굽힘가공성은 증가하나 상대적으로 {110}, {112}면이 감소하여 인장강도와 탄성강도는 떨어진다.

[0072] 또한, 본 발명에 따르는 동합금재에서, 인장강도 및 탄성강도를 향상하기 위해서, {110} 결정면의 분율을 30-60%로, {112}면의 결정면의 분율을 30-60%으로 하며, 더 바람직하게는 {110} 결정면의 분율을 35-50%, {112}

결정면의 분율을 35-50%로 한다. {110} 및 {112} 결정면의 분율이 각각 60% 이상일 때는 인장강도 및 탄성강도는 양호하나, 급격한 전위밀도 형성으로 인하여 굽힘가공시 균열이 발생하며, {110} 및 {112} 결정면의 분율이 각각 30% 이하일 때는 굽힘가공성은 양호하나 전위밀도의 분율이 낮아서 충분한 석출이 형성하지 못하여 인장강도 및 탄성강도가 떨어진다.

[0073] 또한 저경각 결정립계의 분율은 50-70%이며, 더 바람직하게는 60-70%이다. 저경각 결정립계의 분율이 50% 이하에서는 고경각 결정립계 비율이 지나치게 높아 입자 경계에 전위밀도가 높아져 굽힘가공성이 급격하게 떨어진다. 저경각 결정립계 분율이 70% 이상일 때는 굽힘가공성은 양호하나, 인장강도와 탄성강도를 충분히 확보할 수 없다.

[0074] 따라서, 상술한 바와 같이 본 발명의 동합금제는 {001} 결정면의 분율은 10% 이하, {110} 결정면의 분율을 30-60% 및 {112} 결정면의 분율을 30-60%으로 {001}, {110} 및 {112} 결정면의 밸런스를 이룰 뿐만 아니라 저경각 결정립계의 분율은 50-70%로 저경각 결정립계와 고경각 결정립계의 밸런스를 이루어, 최종 수득되는 동합금제의 굽힘가공성, 인장강도 및 탄성강도가 골고루 양호하다.

[0076] 실시예 1

[0077] 동합금제 시료의 준비(실시에 및 비교예)

[0078] 성분원소를 하기 표 2에 개시된 조성으로 조합하여, 고주파 유도로를 사용하여 용해와 주괴 주조를 실시하였다. 주괴의 중량을 5kg로 하여, 두께 30mm, 폭 100mm, 및 길이 150mm로 제조하였다. 상기 동합금 주괴는 판재로 제조하기 위해서 980℃에서 열간압연하여 수냉한 후 산화 스케일을 제거하기 위해 양 표면을 0.5mm두께로 면삭하였다. 이후 냉간압연을 실시해서 두께를 0.4mm까지 냉간가공을 하고, 표 3에 개시된 조건에 따라 용체화 처리, 냉간압연, 석출 처리 및 응력완화 처리를 차례로 수행하였다. 수득되는 시료를 각각 실시예 및 비교예로서 표 2에 개시된 바에 따라 번호를 부여하였다.

표 2

[0079]

No.	화학조성				
	Cu	Ni	Si	Sn	기타
실시예 1	Rem	1.8	0.3	0.3	0.01P
실시예 2	Rem	1.8	0.3	0.3	
실시예 3	Rem	2.0	0.5	0.3	0.1Ti+0.1Co
실시예 4	Rem	2.2	0.5	0.3	0.01P+0.1Zn
실시예 5	Rem	2.2	0.5	0.2	0.1Mn+0.1Cr
실시예 6	Rem	2.2	0.5	0.2	
실시예 7	Rem	2.2	0.5	0.3	
실시예 8	Rem	2.9	0.7	0.3	0.01P
실시예 9	Rem	2.9	0.7	0.3	
실시예 10	Rem	2.9	0.7	0.3	
실시예 11	Rem	3.5	0.8	0.3	0.01P
실시예 12	Rem	3.5	0.8	0.3	0.01Ti
실시예 13	Rem	3.4	0.8	0.2	
비교예 1	Rem	0.7	0.2	0.4	
비교예 2	Rem	1.8	0.3	0.3	0.01P
비교예 3	Rem	2.2	0.3	0.3	0.01P+0.1Zn
비교예 4	Rem	2.9	0.6	0.3	
비교예 5	Rem	1.8	0.3	0.3	0.01P
비교예 6	Rem	4.5	0.8	0.3	
비교예 7	Rem	1.8	0.3	0.3	
비교예 8	Rem	2.9	0.7	0.3	
비교예 9	Rem	1.8	0.4	0.3	0.01P+0.1Zn
비교예 10	Rem	2.2	0.5	0.3	0.01P+0.1Zn

표 3

No.	공정									
	용제화 처리				최종 압연		석출 처리		응력 완화	
	조건 (℃)	시간 (sec)	경도 (Hv)	입자크기 (μm)	압하율 (%)	압연횟수 (패스 수)	온도 (℃)	시간 (Hr)	온도 (℃)	속도 (sec)
실시예 1	950	25	79	8	40	3	460	4	600	20
실시예 2	950	25	85	5	20	3	460	4	600	20
실시예 3	950	25	86	4	40	3	460	4	600	20
실시예 4	950	25	85	12	40	3	460	4	600	20
실시예 5	950	25	83	15	40	3	460	4	600	20
실시예 6	950	25	82	12	40	3	460	4	600	20
실시예 7	950	25	85	13	20	3	460	4	600	20
실시예 8	950	25	87	11	20	3	460	4	600	20
실시예 9	950	25	89	13	15	3	460	4	600	20
실시예 10	950	25	85	7	20	3	460	4	600	20
실시예 11	950	25	92	11	20	3	460	4	600	20
실시예 12	950	25	91	12	20	3	460	4	600	20
실시예 13	950	25	95	10	15	3	460	4	600	20
비교예 1	950	25	92	12	40	3	460	4	550	20
비교예 2	700	0.5	130	1	40	3	460	4	550	20
비교예 3	1050	400	62	50	40	3	440	4	550	20
비교예 4	950	25	91	9	80	3	480	4	550	20
비교예 5	950	25	85	10	5	3	440	4	550	20
비교예 6	열간압연 균열									
비교예 7	950	25	82	11	40	3	700	25	600	20
비교예 8	950	25	81	12	20	3	300	1	600	20
비교예 9	950	25	82	9	40	3	460	4	800	4000
비교예 10	950	25	85	4	40	3	460	4	200	5

상기 표 2 및 3에 따라 수득된 실시예와 비교예에 따른 동합금을 0.25mm의 동합금 판재 시료로 제조하여, 각 시료에 대하여 인장강도, 탄성강도, 굽힘가공성, 전기전도도, 결정면, 결정립계의 저각각 결정립계 분율을 아래와 같은 방법으로 평가하였다.

시험예

(결정면, 결정립계 측정)

최종 시편을 0.05μm까지 기계연마, 전해 연마를 실시 후 FE-SEM의 EBSD 측정 후 TSL OIM 분석기를 활용하여 분석하였다. 결정립 면적율은 EBSD 실험 결과로부터 각각 좌표의 (x,y) 방위들을 계산하여 {001}, {110}, {112}의 결정면 분율을 계산하였다. 또한 결정립계의 g의 값으로부터 저각각 결정립계 및 고각각 결정립계의 분율을 계산하였다.

상술한 바와 같이, 실시예 1 및 실시예 4에 따라 제조된 동합금재 시료의 결정면 및 결정립계의 분율 측정의 결과를 각각 도 1 및 2에 도시하였다. 구체적으로, 도 1a는 실시예 1에 따른 동합금재(Cu-1.8Ni-0.3Si-0.3-0.01P)의 결정면 분율을 나타내는 도면이고, 도 1b는 상기 동합금재의 결정립계 분율을 나타낸다. 또한, 도 2a는 실시예 4에 따른 동합금재(Cu-2.2Ni-0.5Si-0.3-0.01P-0.1Zn)의 결정면 분율을 나타내는 도면이고, 도 2b는 상기 동합금재의 결정립계 분율을 나타낸다. 도 1a 및 도 1b 에서, {001} 결정면은 4.3%, {110} 결정면은 36.0%, {112} 결정면은 45.0%의 분율을 가지고 있으며, 저각각 결정립계는 65.4%이며, 고각각 결정립계는 35.7%이다. 이와 관련하여 하기 표 5를 참조하면, 실시예 1에 따르는 동합금재의 인장강도는 654MPa, 전기전도도는 44% IACS, 탄성강도는 502MPa, 압연방향, 압연 직각 방향 모두 굽힘가공성이 우수하였다.

도 2a 및 도 2b에서, {001} 결정면은 3.5%, {110} 결정면은 40.4%, 및 {112} 결정면은 41.2%의 분율을 가지고 있으며, 저각각 결정립계는 64.3%이며, 고각각 결정립계는 35.7%이다. 또한, 하기 표 5를 참조하면, 상기 실시예 4에 따르는 동합금재의 인장강도는 742MPa, 전기전도도는 41%IACS, 탄성강도는 547MPa, 압연 방향 압연 직각

방향 모두 우수한 굽힘가공성을 보임을 확인할 수 있다.

표 4

No.	결정면			결정립계	
	{001}	{110}	{112}	저경각 결정립계 (2-15)	고경각 결정립계 (15-180)
실시예1	4.3	36.0	45.0	65.4	34.6
실시예 2	4.4	37.8	44.9	64.9	35.1
실시예 3	3.9	40.3	42.8	62.8	37.2
실시예 4	3.5	40.4	41.2	64.3	35.7
실시예 5	3.8	42.3	43.1	65.9	34.1
실시예 6	3.9	39.8	42.1	62.8	37.2
실시예 7	4.2	42.5	43.1	66.8	33.2
실시예 8	3.6	35.4	44.3	68.3	31.7
실시예 9	3.8	38.2	45.2	69.5	30.5
실시예 10	3.2	39.4	44.2	67.8	32.2
실시예 11	3.1	32.5	47.1	67.1	32.9
실시예 12	3.5	33.5	48.1	69.0	31.0
실시예 13	3.0	32.5	48.5	68.5	31.5
비교예1	6.5	42.5	43.2	67.5	32.5
비교예2	1.3	33.1	37.5	63.4	36.6
비교예3	8.3	38.5	44.2	57.9	42.1
비교예4	2.5	52.9	53.2	45.8	54.2
비교예5	14.3	25.9	22.3	75.5	24.5
비교예6	-	-	-	-	-
비교예7	15.3	35.2	37.6	68.9	31.1
비교예8	2.5	45.2	49.2	50.2	49.8
비교예9	6.1	38.1	44.6	68.1	31.9
비교예10	3.8	39.5	43.6	64.3	35.7

(인장강도)

인장 시험기를 사용하여 JIS Z 2241에 준거하여 압연 방향으로 인장강도를 측정하였다. 단위는 MPa이다.

(전기전도도)

4-프로브(Probe) 방식으로 전기저항을 240Hz로 전기 저항을 측정하였으며, 표준 기준 샘플 순동의 저항값과 전기전도도 비의 백분율을 %IACS 값으로 나타내었다.

(탄성강도)

JIS H3130 규격에 의한 측정 방법으로 평가하였다. 규격에 따른 캔틸레버(cantilever)형 측정법으로서 판상의 시편 한쪽 끝을 고정시키고, 반대쪽 끝의 굴곡 변위를 단계적으로 증가시키면서 영구 변형량을 측정한다. 측정된 영구 변형량에서의 힘을 이용하여 탄성강도를 계산한다. 단위는 MPa이다.

(굽힘가공성)

내굽힘 반경을 R, 소재 두께를 t로 하여, Good way 방향(압연 방향과 직각 방향으로 굽힘)와 Bad way 방향(압연 방향과 평행 방향으로 굽힘)의 굽힘 실험을 180도, R/t=0 조건(여기서 R=곡률반경, t=소재의 두께)으로 완전 밀착을 실시한 후 광학 현미경으로 균열이 확인하여 미세 균열 발생되지 않을 경우는 0, 균열이 확인된 경우는 X로 평가하였다.

이들의 측정값은 하기 표 5에서 개시된다.

표 5

No	완제품물성				
	인장강도 (MPa)	전기전도도 (%IACS)	탄성강도 (MPa)	굽힘가공성	
				Good way (압연 직각방향)	Bad way (압연 평행방향)
실시예 1	654	44	502	o	o
실시예 2	645	43	498	o	o
실시예 3	693	41	512	o	o
실시예 4	742	41	547	o	o
실시예 5	745	42	557	o	o
실시예 6	738	43	543	o	o
실시예 7	748	39	549	o	o
실시예 8	794	37	665	o	o
실시예 9	782	39	656	o	o
실시예 10	789	38	652	o	o
실시예 11	958	36	727	o	o
실시예 12	953	35	712	o	o
실시예 13	942	35	723	o	o
비교예 1	558	52	406	o	o
비교예 2	562	42	443	o	x
비교예 3	752	40	453	o	x
비교예 4	823	39	616	x	x
비교예 5	598	42	433	o	o
비교예 6	-	-	-	-	-
비교예 7	521	48	370	o	o
비교예 8	432	28	432	x	x
비교예 9	592	44	405	o	o
비교예 10	741	41	378	o	o

상기 표 4 및 표 5에 개시된 실시예의 결과를 보면, 화학성분 범위에서 용체화처리, 최종압연, 시효처리, 응력 완화 처리를 통하여, {001} 결정면의 분율은 10% 이하, {110} 결정면의 분율은 30~60%, {112} 결정면의 분율은 30~60%이며, 동시에 결정립계의 저경각 결정립계 분율이 50~70%이고, 인장강도는 620~1000MPa, 탄성강도는 460~750MPa이며 동시에 압연 방향(또는 압연 평행 방향이라고 함), 압연 직각 방향에서 굽힘가공시 균열이 발생하지 않았다.

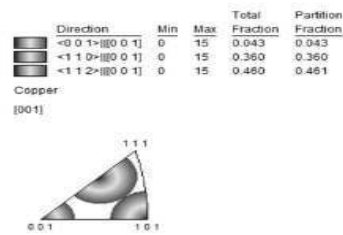
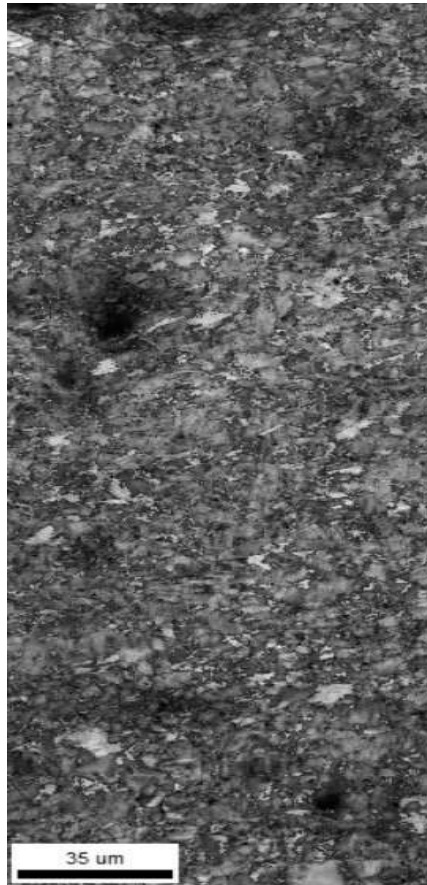
비교예 1은 Ni 함량이 1중량% 미만으로, Ni와 Si의 석출물 양의 부족으로 굽힘가공성은 양호하나 충분한 인장강도, 탄성강도를 얻지 못하였다. 비교예 2는 용체화 처리 온도 700℃에서, 0.5초 동안 처리되어 충분히 열량을 받지 못해서 과포화 고용체를 형성하지 못하였다. 그 결과 비교예 2의 시료는 최적화 석출처리 조건에서도 충분한 인장강도와 탄성강도를 확보하지 못하였다. 비교예 3은 1050℃에서 400초 동안 용체화 처리되어, 이 과정에서는 동합금 내에 급격한 결정립 성장으로 최종 생성된 시료의 압연 방향에서 굽힘가공성이 떨어졌다. 비교예 4는 최종 압연을 80%로 적용하여 수득되는 시료의 {110} 및 {112} 결정면의 급격하게 증가하며, 동시에 저경각 결정립계의 분율이 감소하고 고경각 결정립계의 분율이 증가하여 압연 방향 및 압연 직각 방향 모두에서 굽힘가공성이 저하되었다. 비교예 5는 최종 냉간압연의 압연율이 5%로, 수득된 시료의 {110} 및 {112} 결정면의 분율이 지나치게 낮아서 충분한 인장강도 및 탄성강도를 확보하지 못하였다. 비교예 6은 Ni 함량 4.5중량%로, 동합금재 제조 과정 중 열간 압연 단계에서 측면 균열(side crack)이 발생하였다. 이는 주조 및 열간 작업 과정에서 과성장한 Ni-Si 정출물로 인한 것으로 확인되었다. 비교예 7은 석출처리가 700℃에서 25시간으로 적용된 것으로, 과시효 영역으로 접근하면서 수득된 시료는 굽힘가공성은 양호하나 인장강도와 탄성강도가 급격하게 저하되었다. 비교예 8은 석출처리가 300℃에서 1시간 이내에서 실시되어 동합금 시료 내에 NiSi 석출물이 완전히 형성하지 못하여, 전기전도도, 인장강도, 탄성강도가 떨어졌다. 비교예 9는 응력완화 처리가 800℃에서 4000초 동안 이루어진 경우로, 최종 생성된 동합금재의 인장강도와 탄성강도가 떨어진다. 이는 인장강도와 탄성강도 최대 물성 구간을 도달 후 물성이 저하되는 구간이기 때문이다. 비교예 10은 응력완화 처리가 200℃에서 5초 동안 실시된 경우로 본 발명의 제조 방법보다 낮은 경우, 최종적으로 생성된 동합금재에 존재하는 응력을 충분하게 완화하지 못하여 탄성강도 충분히 회복하지 못하였다.

[0100]

본 발명의 제조 방법에 따라 제조된 동합금재는 고온 용체화 처리를 통하여, {001} 결정면을 10% 이하, {110}, 및 {112} 결정면은 30-60%의 분율로 가지며, 저경각 결정립계가 50-70% 분율이 되고, 인장강도, 탄성강도, 굽힘 가공성 및 전기전도도를 동시에 향상시키는 것을 확인하였다. 이는 향후 경량화, 소형화, 고밀도화로 진화하고 있는 커넥터 및 전기전자 부품 소재에 아주 적합한 소재이다.

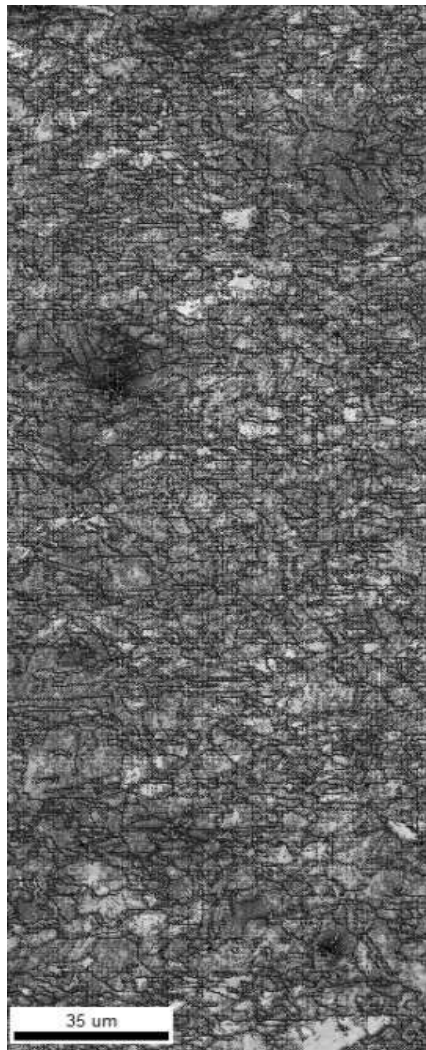
도면

도면1a



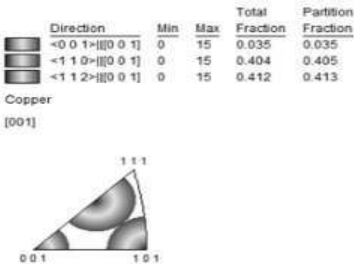
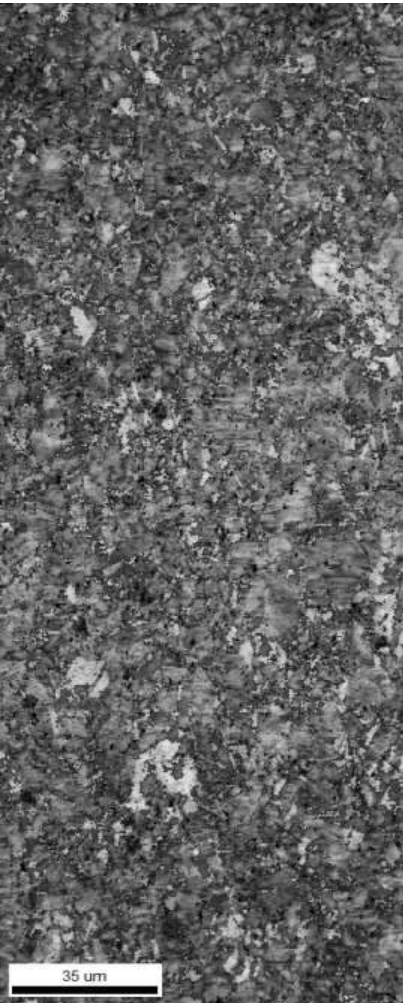


도면1b

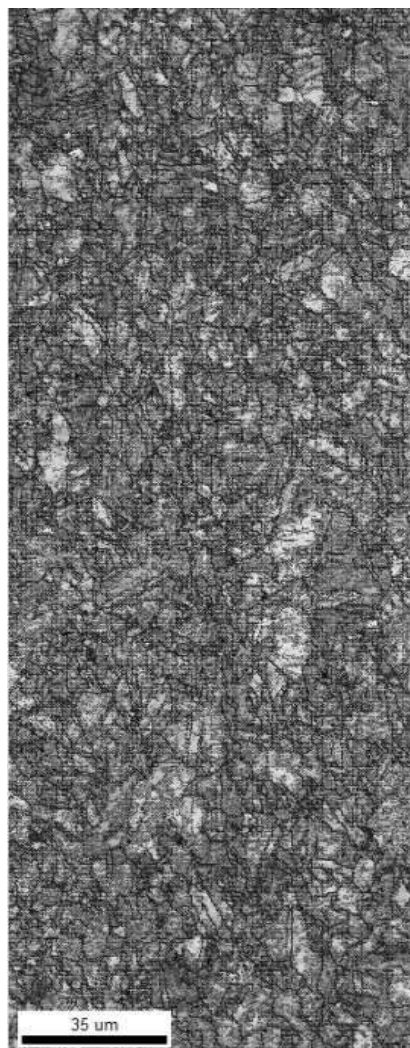


Boundaries: Rotation Angle					
	Min	Max	Fraction	Number	Length
—	2	5	0.542	125080	3.61 cm
—	5	15	0.112	25747	7.43 mm
—	15	180	0.347	80075	2.31 cm

도면2a



도면2b



Boundaries: Rotation Angle					
	Min	Max	Fraction	Number	Length
— 2	5	0.531	115813	3.34 cm	
— 5	15	0.112	24378	7.04 mm	
— 15	180	0.357	77971	2.25 cm	