(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 특허공보(B1)

(51) Int. Cl.[5]
C22C 19/03

(45) 공고일자 1992년08월10일
(11) 공고번호 92-006583

(21) 출원번호	특1989-0006336	(65) 공개번호	특1990-0018400
(22) 출원일자	1989년05월11일	(43) 공개일자	1990년12월21일
(30) 우선권주장	63-116549 1988년05월13일 일본(JP)		
(71) 출원인 엔케이케이 코오포레이숀 니이미야 유우
일본국 도오교오도 지요다구 마루노우찌 1쪼오메 1방 2고

(72) 발명자 이노우에 다다시
일본국 도오교오도 지요다구 마루노우찌 1쪼오메 1방 2고 닛뽕 고오깡 가부시기가이샤 나이
오오기다 도모요시
일본국 도오교오도 지요다구 마루노우찌 1쪼오메 1방 2고 닛뽕 고오깡 가부시기가이샤 나이

(74) 대리인 최재철, 김기종

심사관 : 홍성철 (책자공보 제2891호)

(54) 강자성 Ni-Fe계 합금 및 이 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법

요약

내용 없음.

대표도

도1

명세서

[발명의 명칭]

강자성 Ni-Fe계 합금 및 이 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법

[도면의 간단한 설명]

제1도는 붕소(boron) 함유량이 상이한 Ni-Fe계 합금 소재에 있어서, 단면 수축값과 인장 시험 온도와의 사이의 관계를 나타낸 도표.

제2도는 Ni-Fe계 합금 소재에 있어서, 붕소 함유량과 800~1000℃의 인장 시험 온도범위내에서의 최저단면 수축값과의 사이의 관계를 나타낸 도표.

제3도는 칼슘의 황에 대한 중량비가 상이한 Ni-Fe계 합금 소재에 있어서, 단면 수축값과 인장 시험 온도와의 사이의 관계를 나타낸 도표.

제4도는 산소/함유량이 0.001wt.% 이상인 Ni-Fe계 합금 소재에 있어서, 칼슘의 황에 대한 중량비와, 800~1000℃의 인장 시험 온도범위내에서의 최저 단면 수축값과의 사이의 관계를 나타낸 도표.

제5도는 산소 함유량이 0.001wt.% 이하인 Ni-Fe계 합금 소재에 있어서, 칼슘의 황에 대한 중량비와, 800~1000℃의 인장 시험 온도범위내에서의 최저 단면 수축값과의 사이의 관계를 나타낸 도표.

제6도는 Ni-Fe계 합금 소재에 있어서, 단면 수축값과 시험편의 가열 온도와의 사이의 관계를 나타낸 도표.

[발명의 상세한 설명]

본 발명은 강자성 Ni-Fe계 합금 및 이 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브 또는 스트립 등의 합금물품의 제조방법에 관한 것이다. JIS(Japanese Industrial Standards)에 규정되어 있는 PC에 대응하는 Ni-Fe계 합금[이하, "PC 퍼어말로이(PC permalloy)"라 함]은, 자기 헷드의 케이스 및 자심(磁心 : core), 각종 변성기의 자심 및 각종 자기 차폐재료로서 널리 이용되는 자성(磁性) 재료이다.

상기한 PC 퍼어말로이의 인고트(ingot)는 열간 가공성이 떨어진다. 따라서, PC 퍼어말로이의 인고트를 분괴 압연하면, 얻어지는 슬래브에 다음과 같은 이유로 해서 표면결함이 생기게 된다.

PC 퍼어말로이의 인고트의 열간 가공성은 상기한 인고트의 Ni 함유량에 따라서 변화한다. 즉, PC 퍼어말로이의 인고트의 Ni 함유량이 많을수록 상기한 인고트의 열간 가공성이 저하한다. 따라서,

80wt.% 정도의 Ni을 함유하는 PC 퍼어말로이의 인고트의 열간 가공성은 35~45wt.% 정도의 Ni을 함유하는 Ni-Fe계합금의 인고트에 비하여 열간 가공성이 현저하게 떨어진다. 이것 때문에, PC 퍼어말로이의 인고트로부터 가장자리 균열(edge crack) 등의 표면결함이 적은, 즉 우수한 표면성상을 가진 슬래브를 제조하자면, 분괴압연법(slabbing process)을 채용할 수 없기 때문에 단조법을 채용하지 않으면 안되었다. 이러한 이유는 다음과 같다. 즉, 분괴 압연법에서는 인고트에 다축응력(multi-axial stress) 및 전단응력이 주로 작용하는 한편, 단조법에서는 인고트에 압축응력이 주로 작용하기 때문이다. 그러나, 단조법은 분괴 압연법에 비하여 열간 가공 능률이 낮고 더욱이 단조법에 의하여도 슬래브의 표면결함의 발생을 대폭으로 경감할 수가 없다. 따라서, 분괴 압연법에서도 슬래브의 표면 결함을 제거할 필요가 있고, 슬래브 제조에 불필요한 수고와 시간을 요하게 된다.

PC 퍼어말로이의 인고트에 한하지 않고 열간 가공성이 불량한 인고트를 분괴 압연하여 슬래브를 제조하고, 또는 이와같이 제조된 슬래브를 열간압연하여 스트립을 제조하면, 이와같이 제조된 슬래브 또는 스트림에 많은 가장자리 균열 등의 표면결함이 발생한다. 그 이유는 다음과 같은데, 즉 인고트를 분괴 압연하거나 슬래브를 열간 압연하면, 인고트 또는 슬래브는 $1S^{-1}$ 이상의 스트레인 속도로 변형한다. 이때의 인고트 또는 슬래브의 가장자리부분 및 표층부의 온도는 인고트 또는 슬래브의 중심부의 온도에 비하여 낮으며 800℃정도이다. 따라서, 이와같은 온도차를 가진 인고트 또는 슬래브에 분괴 압연 또는 열간 압연에 의하여 변형을 가하면, 얻어진 슬래브 또는 스트립 등의 합금 물품에 가장자리 균열 등의 표면 결함이 발생한다.

특히, 열간 가공성이 떨어진 PC 퍼어말로이의 인고트를 분괴 압연하면, 얻어진 슬래브에 극히 많은 표면결함이 발생한다. 그 이유는 다음과 같다. 즉, PC 퍼어말로이의 인고트를 분괴 압연하면, 인고트의 온도강하시, 오오스테나이트(austenite)의 결정입계(結晶粒界)에 불순물 원소가 편석(segregate)하여 상기한 결정입계가 취약화한다. 이 때문에 인고트의 온도가 800~1000℃가 되면 인고트의 연성(延性)이 대단히 저하된다. 따라서, 슬래브에 극히 많은 표면결함이 발생한다.

상기한 문제는 슬래브를 열간 압연하여 합금판을 제조할 경우나 압연된 합금판을 열간 압연(hot-pressing)하여 프레스(press) 성형품을 제조하는 경우 등에서도 일어난다.

종전에는 상기한 문제를 해결하기 위하여 Ni-Fe계 합금으로서는 다음에 기술하는 강자성 Ni-Fe계 합금이 제안되고 있다.

(1) 1985년 2월 21일자 일본국 특허 공고 공보 제60-7017호에 개시된 본질적으로 다음과 같은 성분 조성으로 된 강자성 Ni-Fe계 합금 :

니켈 : 75.0~84.9wt.%

티타늄 : 0.5~5.0wt.%

마그네슘 : 0.0010~0.0020wt.%, 및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물.

단, 상기한 불가피적인 불순물로서 카아본(carbon)과 황의 함유량은 각각 카아본에서는 0.03wt.% 이하,황에서는 0.003wt.% 이하이다.

(이하, "선행기술" 이라 함).

(2) 1987년 10월 6일자 일본국 특허 공개 공보 제62-227,053호에 개시된 본질적으로 다음의 성분 조성으로된 강자성 Ni-Fe계 합금 :

니켈 : 70~85wt.%

망간 : 1.2~10.0wt.%

몰리브덴 : 1.0~6.0wt.%

구리 : 1.0~6.0wt.%

크롬 : 1.0~5.0wt.%

붕소 : 0.0020~0.0150wt.%

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물.

단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인 및 카아본의 함유량은 각각 황에서는 0.005wt.% 이하, 인에서는 0.01wt.% 이하, 및 카아본에서는 0.01wt.% 이하이다.(이하, "선행기술 2"라 함).

(3) 1987년 10월 6일자 일본국 특허 공개 공보 제62-227,054호에 개시된 본질적으로 다음의 성분 조성으로 된 강자성 Ni-Fe케 합금 :

니켈 : 70~85wt.%

망간 : 1.2wt.% 이하

몰리브덴 : 1.0~6.0wt.%

구리 : 1.0~6.0wt.%

크롬 : 1.0~5.0wt.%

붕소 : 0.0020~0.0150wt.%

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물.

단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인 및 카아본의 함유량은 각각 황에서는 0.005wt.% 이하, 인

에서는 0.01wt.% 이하, 및 카아본에서는 0.01wt.% 이하이고, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인 및 카아본의 총 함유량에 대한 붕소 함유량의 중량비는 0.08~7.0의 범위내이다.(이하, "선행기술 3"이라 함).

상기한 선행기술은 다음과 같은 문제를 가지고 있다. 즉, 선행기술 1의 특징은 불순물 원소의 하나인 황을 황화물의 형성 경향이 강한 마그네슘으로 고정함으로써 합금의 열간 가공성을 향상시키는데 있다. 그러나, 열간 가공상 특히 중요한 800~1000℃의 온도범위내에서의 단면 수축값은, 선행기술 1의 실시예에 개시되어 있는 바와같이 40~60%로서 낮다. 따라서, 선행기술 1의 합금의 소재에 열간 가공을 실시하면 얻어지는 슬래브에 많은 표면결함이 발생한다.

상기한 선행기술 2 및 3은 다음과 같은 문제점을 가지고 있다. 즉, 선행기술 2 및 3의 특징은 불순물 원소인 황, 인 및 카아본의 함유량을 감소시키고, 붕소를 첨가하여 오오스테나이트의 결정입계에 불순물 원소가 편석하는 것을 억제함으로써 합금의 열간 가공성을 향상시키는데 있다. 그런데, 선행기술 2 및 3의 합금의 열간 가공성은 다음에 기술하는 바와 같이 극히 나쁘다. 즉, 선행기술 2의 실시예에 개시된 합금 No.2를 진공 용해로내에서 용해한 다음에 인고트로 주조한 후, 주조된 인고트로부터 직경 5㎜, 길이 100㎜의 시험편을 잘라냈다. 그리고, 이 시험편을 1200℃의 온도로 가열한 다음 계속하여 900℃의 온도까지 냉각한 후, 이렇게 가열하고 냉각한 시험편의 단면 수축값을 측정하였다. 그 결과, 시험편의 단면 수축값은 20% 이었다.

단면 수축값은 다음과 같이 정의된다. 즉, 인장 시험에서 시험편이 파단(破斷) 되기까지 시험편에 $1S^{-1}$ 이상의 스트레인 속도로 인장응력을 가하였다고 가정했을 경우, 이때에 수축값이란 시험편의 원래 단면적(A)과 파단시의 최소 단면적(A')과의 사이의 차(A-A')의 시험편의 원래 단면적(A)에 대한 백분율[(A-A')/A×100]을 말한다. 상기한 정의는 다음에 기술하는 모든 "단면 수축값"에 적용된다.

다음에 선행기술 3의 실시예에 개시된 합금 No.5로부터 상기한 선행기술 2에서와 같이 시험편을 잘라내고 선행기술 2에서와 동일한 조건하에서 시험편의 단면 수축값을 측정하였다. 그 결과, 시험편의 단면 수축값은 25%이었다.

선행기술 2 및 3에서는 열간 가공상 특히 중요한 900℃에서의 단면 수축값은 상기한 바와같이 모두 낮다. 따라서, 선행기술 2 및 3의 합금 소재에 열간 가공을 실시하면, 얻어진 슬래브에 많은 표면결함이 발생한다.

이러한 사실로부터 800~1000℃의 범위내의 온도에서의 단면 수축값이 60%를 넘는 우수한 열간 가공성을 가진 강자성 Ni-Fe계 합금 및 상기한 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브 또는 스트립 등의 합금 물품의 제조 방법의 개발이 강하게 요망되고 있으나, 이러한 합금 및 이 합금의 슬래브의 제조방법은 아직 제안되어 있지 않다.

따라서, 본 발명의 목적은 800~1000℃의 온도범위내에서의 단면 수축값이 60%를 초과하는 우수한 열간가공성을 가진 강자성 Ni-Fe계 합금 및 이 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브 또는 스트립 등의 합금물품의 제조방법을 제공하는데 있다.

본 발명의 특징의 하나에 따라서 본질적으로 다음의 성분 조성으로 된 것을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금이 제공된다 :

니켈 : 75~82wt.%

몰리브덴 : 2~6wt.%

붕소 : 0.001~0.005wt.%

칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물.

단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 필소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.%이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

상기한 강자성 Ni-Fe계 합금은 1~5wt.%의 범위내의 구리 및/또는 0.1~0.4wt.%의 범위내의 망간을 또다시 부가적으로 함유하여도 좋다.

본 발명의 기타 특징에 따라서 하기 공정 단계로 됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법이 제공된다.

(가) 본질적으로 다음의 성분 조성으로 원 소재를 사용하여 :

니켈 : 75~82wt.%

몰리브덴 : 2~6wt.%

붕소 : 0.001~0.005wt.%

칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물.

단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

(나) 상기한 소재를 1100~1250℃ 범위내의 온도로 가열한 다음, (다) 이와같이 가열한 상기한 소재를 800℃ 이상의 다듬질 온도(finishing temperature)에서 열간 가공하여 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품을 제조한다.

상기한 소재는 1~5wt.%의 범위내의 구리 및/또는 0.1~0.4wt.%의 범위내의 망간을 또다시 부가적으로 함유하여도 좋다.

상기한 바와같은 관점에서 선행기술 1~3보다도 우수한 열간 가공성을 가진 강자성 Ni-Fe계 합금 및 이러한 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브 또는 스트립 등의 합금 물품을 제조하기 위한 방법을 개발하고저 예의 연구를 거듭하였다. 그 결과, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 칼슘의 중량비를 소정 범위내로 유지하고, 소정량의 붕소를 첨가하고, 그리고 불가피적인 불순물로서의 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량을 각각 소정량 이하로 감소시키면, 대단히 우수한 열간 가공성을 가진 강자성 Ni-Fe계 합금을 얻을수가 있음을 발견하였다.

더욱이, 강자성 Ni-Fe계 합금중의 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량을 소정량 이하로 감소시키면, 합금의 자기특성에 악영향을 주는 칼슘 함유량을 합금의 열간 가공성을 저하시킴이 없이 감소시킬 수가 있음을 발견하였다.

또한, 상기한 Ni-Fe계 합금 소재를 1100~1250℃의 범위내의 온도로 가열한 다음, 가열한 소재를 800℃이상의 다음질 온도에서 열간 가공하면, 강자성 Ni-Fe케 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브를 제조할수가 있음을 발견하였다.

본 발명은 상기한 발견에 의거하여 완성된 것으로, 본 발명의 강자성 Ni-Fe계 합금은 다음과 같은 성분조성을 가지고 있다.

니켈 : 75~82wt.%

몰리브덴 : 2~6wt.%

붕소 : 0.001~0.005wt.%

칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물.

단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.%이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

본 발명의 강자성 Ni-Fe계 합금은 1~5wt.%의 범위내의 구리 및/또는 0.1~0.4wt.%의 범위내의 망간을 또다시 부가적으로 함유하여도 좋다.

본 발명의 강자성 Ni-Fe계 합금의 화학 성분 조성을 상기한 범위내로 한정한 이유에 대하여는 다음과같다.

(1) 니켈 :

니켈은 합금의 투자율(magnetic permeability)에 커다란 영향을 미치는 성분이다. 그러나, 니켈 함유량이 75wt.% 미만이면 투자율이 저하하는 한편, 니켈 함유량이 82wt.%를 초과하여도 투자율이 저하한다. 따라서, 니켈 함유량은 75~82wt.%의 범위내로 한정하여야 한다.

(2) 몰리브덴 : 몰리브덴에서는 Ni-Fe계 합금에서 Ni_3Fe 규칙격자(規則格子)의 생성을 억제하고 합금의 투자율을 높이는 작용이 있다. 그러나, 몰리브덴 함유량이 2wt.%미만이면 상기한 바와같은 필요로 하는 효과를 얻을 수 없다. 한편, 몰리브덴 함유량이 6wt.%를 초과하여도 투자율이 저하한다. 따라서, 몰리브덴 함유량은 2~6wt.%의 범위내로 한정하여야 한다.

(3) 붕소 : 붕소는 합금중의 불가피적인 불순물의 하나인 인의 입계편석(粒界偏析)과 다음에 기술하는 칼슘에 의해서는 고정을 할 수 없었던 합금중의 불가피적인 불순물의 하나인 황의 입계편석을 억제하고, 합금의 열간가공성을 향상시키는 작용이 있다. 그러나, 붕소 함유량이 0.001wt.%미만이면 상기한 바와같은 필요로 하는 효과가 얻어지지 않는다. 한편, 붕소 함유량이 0.005wt.%를 초과하면 붕소의 금속간 화합물이 형성되어 입계취약화(grain boundary brittlenes)가 일어나고, 이로 인해 합금의 열간가공성이 저하한다. 따라서, 붕소 함유량은 0.001~0.005wt.%의 범위내로 한정하여야 한다.

붕소의 첨가효과를 조사하기 위하여 다음 시험을 하였다. 즉, 제1표에 나와 있는 본 발명 합금 No.7과 비교합금 No.18~No.20을 진공 용해로내에서 용해하여 인고트를 주조한 다음, 이와같이 주조된 인고트로부터 직경 5㎜, 길이 100㎜의 시험편을 잘라내었다. 이들 시험편을 1200℃의 온도로 가열한 다음 이들 시험편을 각각 상이한 인장 시험온도까지 냉각하고, 각각의 인장 시험온도에서의 시험편의 단면 수축값을 측정하였다. 그 결과는 제1도에 나와있다. 제1도에서 "△"표는 본 발명 합금 No.7의 시험편을 표시하고, "●"표는 칼슘, 황 및 인의 함유량이 본 발명의 범위내이거나 붕소가 첨가되어 있지 않은 비교합금 No.18의 시험편을 표시하며, 그리고"■"표는 칼슘, 황 및 인의 함유량이 본 발명의 범위내이나 붕소 함유량이 본 발명의 범위를 벗어나서 그 함유량이 높온 비교합금 No.20의 시험편을 표시한다.

제1도에서 명백한 바와같이, 본 발명 합금 No.7의 시험편의 단면 수축값은 비교합금 No,18 및 No.20의 시험편의 단면 수축값에 비하여 크며, 열간가공상의 특히 중요한 800~1000℃의 온도범위내에서 대단히 크다. 이것은 본 발명 합금 No.7의 시험편은 열간가공성이 우수하기 때문에 합금의 열간가공성을 향상시키기 의하여는 소정량의 붕소를 첨가할 필요가 있다는 것을 표시하고 있다.

다음에 붕소 함유량의 최적범위를 조사하기 위하여 다음 시험을 하였다. 즉, 제1표에 나와있는 비교합금 No.18을 상이한 량의 붕소를 첨가하면서 진공 용해로내에서 용해하여 인고트로 주조하였다. 이렇게 주조된 인고트에서 직경 5㎜, 길이 100㎜의 시험편을 잘라냈다. 이들 시험편을 1200℃의 온도로 가열한 다음 800~1000℃의 범위내의 온도로 냉각하고, 이 온도범위내에서의 시험편의 최저단면 수축값을 측정하였다. 그 결과는 제 2도에 나와 있다.

제2도에서 명백한 바와같이, 붕소 함유량이 0.001~0.005wt.%의 범위내에서는 최저단면 수축값은 본 발명이 목적하는 60%를 초과하고 있다.

(4) 칼슘 : 칼슘은 합금의 응고시에 입계에 편석하는 불가피적인 불순물의 하나인 황을 고정하여 합금의 열간가공성을 향상시키는 작용이 있다. 그러나, 칼슘의 황에 대한 중량비가 1.5미만이면 황이 칼슘에 의하여 충분하게 고정되지 않기 때문에 상기한 바와같은 필요로 하는 효과를 얻을 수 없다. 한편, 칼슘의 황에 대한 중량비가 3.5를 초과하면 과잉의 칼슘에 의하여 저융점이 금속간의 화합물이 형성되어 입계취약화가 생기고, 그 결과, 합금의 열간가공성이 저하한다. 따라서, 칼슘의 황에 대한 중량비는 1.5~3.5범위내로 한정하여야 하는 것이다.

칼슘의 첨가효과를 조사하기 위하여 다음 시험을 하였다. 즉, 제1표에 나와있는 본 발명 합금 No.5와, 비교합금 No.15 및 No.17을 진공 용해로내에서 용해하여 인고트를 주조하였다. 이렇게 주조된 인고트에서 직경 5㎜, 길이 100㎜의 시험편을 잘라냈다. 이를 시험편을 1200℃의 온도로 가열한 다음에 이를 시험편을 각각 상이한 인장 시험온도까지 냉각하고, 각 인장 시험온도에서의 시험편의 단면 수축값을 측청하였다. 그 결과는 제3도에 나와 있다. 제3도에서 "△"표는 칼슘의 황에 대한 중량비가 2.0인 본 발명 합금 No.5의 시험편을 표시하고, "●"표는 칼슘이 첨가되어 있지 않은, 즉 칼슘의 황에 대한 중량비가 영(0)인 비교합금 No.15의 시험편을 표시하며, 그리고 "■"표는 칼슘의 황에 대한 중량비가 4.6인 비교합금 No.17의 시험편을 표시한다.

제3도에서 명백한 바와같이, 본 발명 합금 No.5의 시험편의 단면 수축값은 비교합금 No.15~No.17의 시험편의 단면 수축값에 비하여 크며, 열간가공상 특히 중요한 800~1000℃의 온도범위내에서 대단히 크다. 이것은 본 발명 합금 No.5의 시험편은 열간가공성이 우수하기 때문에 합금의 열간가공성을 향상시키기 위하여는 칼슘의 황에 대한 중량비가 특정의 값이 되도록 칼슘을 첨가할 필요가 있다는 것을 보여주는 것이다.

다음에, 칼슘의 황에 대한 최적 중량비를 조사하기 위하여 다음 시험을 하였다. 즉, 제1표에 나와있는 본 발명 합금 No.5를 칼슘 함유량을 변화시키면서 진공 용해로내에서 용해하여 인고트로 주조하였다. 이와같이 주조된 인고트로부터 직경 5㎜, 길이 100㎜의 시험편을 잘라냈다. 이들 시험편을 1200℃의 온도로가열한 다음에 이를 시험편을 800~1000℃의 범위내의 온도로 냉각하고, 이 온도범위에서의 시험편의 최저단면 수축값을 축정하였다. 그 결과는 제4도에 나와있다.

제4도에 명백한 바와같이, 칼슘의 황에 대한 중량비가 1.5~3.5인 범위내에서 최저단면 수축값은 본 발명이 목적하는 60%를 초과하고 있다.

다음에, 합금중에 함유되어 있는 불순물의 하나인 산소가 칼슘의 황에 대한 중량비에 미치는 영향에 대하여 조사하였는데, 즉 합금중의 산소 함유량을 0.001wt.%이하로 한 것 이외에는 제4도를 참조하여 기술한 합금과 동일한 성분조성을 가진 합금의 시험편에 대하여 800~1000℃의 온도범위내에서의 최저단면 수축값과, 그리고 칼슘의 황에 에한 중량비와의 사이의 관계를 제4도를 참조하여 기술한 것과 동일한 시험 조건하에서 조사하였다. 그 결과는 제5도에 나와있다.

제5도에서 명백한 바와같이, 합금중의 산소 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우에는 칼슘의 황에 대한 중량비가 1.15~3.50의 범위내에서 최저단면 수축값은 본 발명의 목적으로 하는 60%를 초과하고 있다. 또한 제5도에서 명백한 바와같이, 합금중의 산소 함유량이 0.001wt.%이하일때, 본 발명의 목적으로 하는 단면수축값을 얻기 위한 칼슘의 황에 대한 중량비의 하한값이 작아진다. 즉, 합금중의 산소 함유량을 0.00wt.%이하로 감소시키면 합금의 자기특성에 악영향을 미치는 칼슘의 첨가량을 합금의 열간가공성을 떨어뜨리지 않는 범위에서 감소시킬 수가 있다. 따라서, 합금중의 산소 함유량이

0.001.wt%이하인 경우에는 칼슘의 황에 대한 중량비는 1.15～3.50 범위내로 한정하여야 한다.

(5) 구리 : 구리는 상기한 몰리브덴과 같이 합금의 투자율을 높이는 작용이 있다. 따라서, 본 발명에서는 필요에 따라 구리를 부가적으로 첨가한다. 그러나, 구리 함유량이 1wt.%미만이면 상기한 바와같은 소망의 효과가 얻어지지 않는다. 한편, 구리 함유량이 5wt.%를 초과하면 투자율이 저하한다. 따라서, 구리 함유량의 1～5wt.%의 범위내로 한정하여야 한다.

(6) 망간(manganese) : 망간은 합금의 열간가공성을 개선하는 작용이 있다. 따라서 본 발명에서는 필요에 따라서 망간을 부가적으로 첨가한다. 그러나, 망간 함유량이 0.1wt.%미만이면 상기한 바와같은 소망의 효과가 얻어지지 않고, 합금중의 불가피적인 불순물의 하나인 황을 고정할 수가 없다. 한편, 망간 함유량이 0.4wt.%를 초과하면 합금의 매트릭스(matrix)의 강도가 높아져서 입계파괴가 발생하기 쉽고 열간가공성이 저하한다. 따라서, 망간 함유량은 0.1～0.4wt.%의 범위내로 한정하여야 한다.

(7) 황 : 황은 합금중에 불가피적으로 혼입하는 불순물의 하나이다. 황 함유량은 적을수록 바람직하나 황함유량을 공업적 규모로 대폭 감소시킨다는 것은 경제성의 관점에서 곤란하다. 그러나, 황 함유량이 0.002wt.%를 초과하면 칼슘 및 붕소를 첨가하여도 합금의 열간가공성이 개선되지 않는다. 따라서, 황 함유량은 0.002wt.% 이하로 한정하여야 한다.

(8) 인(phosphorus) : 인은 합금중에 불가피적으로 혼입하는 불순물의 하나이다. 인 함유량은 적을수록 바람직하나 인 함유량을 공업적 규모로 대폭 감소시킨다는 것은 경제성의 관점에서 곤란하다. 그러나, 인함유량이 0.006wt.%를 초과하면 입계취약화가 생기고 합금의 열간가공성이 저하한다. 따라서, 인 함유량은 0.006wt.%이하로 한정하여야 한다.

(9) 카아본 : 카아본은 합금중에 불가피적으로 혼입하는 불순물의 하나이다. 카아본 함유량은 적을수록 바람직하나 카아본 함유량을 공업적 규모로 대폭 감소시킨다는 것은 경제적인 관점에서 곤란하다. 그러나, 카아본 함유량이 0.003wt.%를 초과하면 합금의 자기특성이 악화한다. 따라서, 카아본 함유량은 0.003wt.%이하로, 보다 바람직하기에는 0.002wt.%이하로 한정하여야 한다.

(10) 산소 : 산소는 합금중에 불가피적으로 혼입하는 불순물의 하나이다. 산소 함유량은 적을수록 바람직하나 산소 함유량을 공업적 규모로 대폭 감소시킨다는 것은 경제성의 관점에서 곤란하다. 그러나, 산소 함유량이 0.003wt.%를 초과하면 합금중의 산화물 개재물이 형성되어서 합금의 열간가공성이 저하한다. 따라서, 산소함유량은 0.003wt.%이하, 보다 바람직하기에는 상기한 대로 칼슘의 첨가량을 저감하기 위하여 0.001wt.%이하로 한정하여야 한다.

(11) 질소 : 질소는 합금중에 불가피적으로 혼입하는 불순물의 하나이다. 질소 함유량은 적을수록 바람직하나 질소 함유량을 공업적 규모로 대폭 감소시킨다는 것은 경제성의 관점에서 곤란하다. 그러나, 질소 함유량이 0.0015wt.%를 초과하면 질소는 합금중의 붕소와 용이하게 결합하여 질화붕소(BN)를 형성하고, 그결과, 고용상태의 붕소량을 감소시킨다. 또한, 상기한 질화붕소는 자벽(magnetic wall)의 이동을 저해하고 합금의 투자율을 저하시킨다. 따라서, 질소 함유량은 0.0015wt.%이하로, 보다 바람직하기에는 0.0010wt.% 이하로 한정하여야 한다.

본 발명의 방법에서 상기한 화학성분 조성을 가진 합금의 소재를 1100～1250℃의 범위의 온도로 가열하고, 이와같이 가열한 합금의 소재를 800℃이상의 다듬질 온도에서 열간가공하여 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브를 제조하게 된다.

본 발명의 방법에서 합금소재의 가열온도를 1100～1250℃의 벙위로 한정한 이유에 대하여 설명하기로 한다.

제1표에 나와있는 본 발명 합금 No.5를 진공 용해로내에서 용해한 다음에 인고트로 주조하였다. 이와같이 주조된 인고트에서 직경 5mm, 길이 100mm의 시험편을 잘라냈다. 이들 시험편을 각각 상이한 온도로 가열하고, 각각 가옅온도에서의 시험편의 단면 수축값을 측정하였다. 그 결과는 제6도에 나와있다.

제6도에서 명백한 바와같이, 1100～1250℃의 시험편의 가열온도 범위내에서는 시험편의 단면 수축값이 본 발명이 목적하는 60%를 초과하고 있다. 이런 사실은 다음과 같이 설명할 수 있다. 즉, 가열온도가 1150℃에 달할때까지는 입계에서 편석된 황 및 인의 재고용(再固溶)에 의하여 단면 수축값은 높게 되나, 가열온도가 1150℃를 초과하면 재고용된 황 및 인의 입계 재편석은 붕소의 입계편석 보다 우선한다. 그 결과, 수축값은 작게 된다. 따라서, 합금소재의 가열온도는 1100～1250℃의 범위내로 한정하여야 한다.

본 발명의 방법에서 합금소재의 다듬질 온도를 800℃이상으로 한정한 이유에 대하여 설명하기로 한다.

제1도에서 명백한 바와같이, 인장 시험온도가 800℃미만이며, 본 발명 합금 No.7의 시험편의 단면 수축값은 급격히 저하하고 있다. 이러한 것은 800℃ 미만의 온도에서는 결정입자내의 강도가 결정입자 경계의 강도보다 크기 때문이라고 생각된다. 이런 사실은 제3도에서 명백하다. 따라서, 강자성 Ni-Fe케 합금의 우수한 표면성상을 가진 슬래브를 제조하기 위하여는 합금소재를 800℃ 이상의 다듬질 온도에서 열간가공하여야 한다.

다음에, 본 발명의 강자성 Ni-Fe계 합금을 실시예에 의하여 더욱 상세하게 설명하기로 한다.

[실시예 1]

제1표에 나와있는 바와같이, 본 발명의 범위내의 화학성분 조성을 가진 Ni-Fe계 합금 및 본 발명의 범위밖의 화학성분 조성을 가진 Ni-Fe계 합금을 진공 용해로내에서 용해한 다음에 인고트를 주조하였다. 이렇게 주조된 각각의 인고트에서 직경 5mm, 길이 100mm인 본 발명의 범위내의 합금 시험편(이하, "본 발명 시험편"이라함)No.1～No.12 및 같은 모양으로 직경 5mm, 길이 100mm인 본 발명의

범위밖의 합금 시험편(이하, "비교용 시험편"이라함) No.13~No.23을 잘라냈다. 다음에 이들 시험편을 1200℃의 온도로 가열한 다음 800~1000℃의 범위내의 온도로 냉각하고, 이 온도범위내에서 이들 시험편의 최저단면 수축값을 측정하였다. 그 결과는 제1표에 나와있다.

[표 1]

No.		화학성분조성(wt.%)												Ca/S	800~1000℃에서의 최저단면 수축값(%)
		Ni	Mo	Cu	B	Ca	Mn	S	P	C	O	N	기타		
	1	80.05	4.30	-	0.0025	0.0012	-	0.0004	0.001	0.0016	0.0015	0.0004	-	3.00	75
본	2	79.30	4.56	-	0.0012	0.0016	0.35	0.0010	0.003	0.0020	0.0011	0.0005	-	1.60	80
	3	79.39	4.65	-	0.0046	0.0028	0.30	0.0008	0.002	0.0009	0.0014	0.0007	-	3.50	83
발	4	80.56	4.24	2.72	0.0040	0.0010	-	0.0005	0.001	0.0012	0.0014	0.0005	-	2.00	66
명	5	79.01	4.29	2.18	0.0041	0.0022	0.38	0.0011	0.004	0.0018	0.0013	0.0010	-	2.00	69
의	6	79.10	4.26	2.12	0.0042	0.0046	0.35	0.0016	0.003	0.0015	0.0011	0.0003	-	2.70	79
	7	79.50	4.05	2.50	0.0030	0.003	0.36	0.0010	0.005	0.0017	0.0012	0.0003	-	3.00	72
시	8	81.13	5.50	-	0.0034	0.0011	-	0.0007	0.002	0.0014	0.0005	0.0002	-	1.57	80
험	9	80.42	4.15	-	0.0040	0.0013	0.38	0.0007	0.002	0.0018	0.0008	0.0007	-	1.86	92
편	10	77.94	4.18	2.13	0.0045	0.0010	-	0.0004	0.003	0.0015	0.0009	0.0006	-	2.50	70
	10	77.94	4.18	2.13	0.0045	0.0010	-	0.0004	0.003	0.0015	0.0009	0.0006	-	2.50	70
	11	78.32	4.03	2.27	0.0044	0.0016	0.31	0.0013	0.001	0.0014	0.0006	0.0006	-	1.23	75
	12	78.88	4.12	2.27	0.0045	0.0017	0.30	0.0011	0.001	0.0018	0.0002	0.0004	-	1.55	90
	13	79.35	3.92	2.60	0.0020	0.0038	0.35	0.0015	0.009	0.0012	0.0005	0.0008	-	2.53	45
	14	78.52	4.03	2.61	0.0012	0.0059	0.30	0.0033	0.004	0.0015	0.0005	0.0002	-	1.79	15
비	15	79.30	4.05	2.02	0.0031	-	0.32	0.0018	0.005	0.0052	0.0003	0.0011	-	-	20
교	16	79.41	4.63	1.90	0.0020	0.0012	0.30	0.0015	0.003	0.0013	0.0012	0.0006	-	0.80	39
용	17	79.37	4.32	-	0.0025	0.0041	0.37	0.0009	0.004	0.0020	0.0013	0.0013	-	4.56	31
	18	79.96	4.27	2.20	-	0.0027	0.32	0.0015	0.002	0.0016	0.0004	0.0002	-	1.80	32
시	19	79.20	4.35	-	0.0006	0.0020	0.35	0.0010	0.004	0.0011	0.0008	0.0006	-	2.00	39
험	20	79.08	4.30	2.23	0.0060	0.0021	0.30	0.0007	0.003	0.0008	0.0002	0.0011	-	3.00	9
편	21	79.00	3.88	2.76	0.0030	-	0.35	0.0016	0.006	0.0014	0.0007	0.0012	Ti: 0.10	-	35
	22	79.36	4.07	-	-	-	0.25	0.0015	0.006	0.0010	0.0005	0.0007	-	-	22
	23	78.98	3.98	2.56	-	-	0.30	0.0013	0.003	0.0010	0.0003	0.0010	-	-	19

제1표에서 명백한 바와 같이, 본 발명 시험편 No.1~No.12는 어느것이나 최저단면 수축값이 본 발명의 목표인 60%를 대폭적으로 상회하고 있고, 우수한 열간가공성을 가지고 있다. 본 발명 시험편 No.12와 No.2를 비교하면 칼슘의 황에 대한 중량비는 거의 같은데, 본 발명 시험편 No.12의 산소 함유량은 본 발명 시험편 No.2에 비하여 적으며, 본 발명 시험편 No.12의 최저단면 수축값은 본 발명 시험편 No.2에 비하여 크다. 이것으로부터 칼슘의 황에 대한 중량비가 거의 같다하더라도 산소 함유량이 적을수록 열간가공성을 보다 일층 향상시킬 수 있다는 것을 알 수 있다.

또한, 제1표에 표시한 본 발명 합금 No.1~No.12로부터 0.1mm두께를 가진 합금판을 조제하고, 이들 합금판의 직류 자기특성을 조사하였다. 그 결과, 이들 합금판의 초기 투자율, 최대 투자율, 포화자속필도(飽和磁束密度) 및 보자력(coercive force)은 PC퍼어말로이와 거의 동등하였다.

이것에 반하여, 비교용 시험편 No.22 및 No.23은 붕소 및 칼슘을 함유하고 있지 않다. 비교용 시험편 No.21은 열간 가공성의 향상을 도모하기 위하여, 티탄(titaium)을 함유하고 있으나 칼슘을 함유하고 있지않다. 비교용 시험편 No.15는 칼슘을 함유하고 있지 않으며, 비교용 시험편 No.13은 인 함유량이 본 발명의 범위를 벗어나서 높다. 비교용 시험편 No.14는 황 함유량이 본 발명의 범위를 벗어나서 높다. 비교용시험편 No.16은 칼슘의 황에 대한 중량비가 본 발명의 범위를 벗어나서 낮다. 비교용 시험편 No.17은 칼슘의 황에 대한 중량비가 본 발명의 범위를 벗어나서 높다. 비교용 시험편

No.18은 붕소를 함유하고 있지않고, 비교용 시험편 No.19는 붕소 함유량이 본 발명의 범위를 벗어나서 낮다. 비교용 시험편 No.20은 붕소함유량이 본 발명의 범위를 벗어나서 높다. 그 결과, 비교용 시험편 No.13~No.23은 어느것이나 최저단면 수축값이 본 발명이 목적하는 60%를 대폭으로 하회하고 있다.

[실시예 2]

제2표에 있는 바와같이, 본 발명의 범위내의 화학성분 조성을 가진 Ni-Fe계 합금 및 본 발명의 범위밖의 화학성분 조성을 가진 Ni-Fe계 합금을 진공 용해로내에서 용해하여 인고트로 주조하였다. 얻어진 인고트를 제2표에 있는 상이한 온도로 가열한 다음, 마찬가지로 제2표에 있는 다듬질 온도에서 분괴압연하여 본 발명의 범위내의 합금의 슬래브(이하, "본 발명 슬래브"라 함) No.1 및 No.2와 본 발명의 범위밖의 슬래브(이하, "비교용 슬래브"라 함) No.3~No.6을 제조하였다. 이렇게 제조된 슬래브의 표면결함을 조사하였다. 그 결과는 제 2표에 나와있다.

슬래브의 표면결함을 다음과 같이 조사하였다. 즉, 슬래브의 표면 결함은 분괴압연시의 응력분포로 인하여 슬래브 엣지(slab edge)에서 생기기 쉬운 것이므로 슬래브 엣지의 표면 결함을 조사하였다. 슬래브 엣지(가장자리)의 표면결함의 정량적인 측정은 슬래브의 폭방향에서의 슬래브 엣지의 단위단면적에 생긴 깊이 2mm이상의 균열의 길이를 합계함으로써 측정하였다. 또한, Ni-Fe계 합금의 인고트는 1100℃이상으로 가열되면 임계산화가 일어나고, 그 임계산화는 가열온도의 상승에 따라 현저하게 된다. 그런데, 임계산화는산화방지제를 사용하고, 또한 가열온도를 1250℃이하로 하면 거의 생기지 않는다. 본 실시예에서는 상기한 사실로 보아 산화방지제를 사용하고, 또한 인고트의 가열온도를 1250℃이하로 하였기 때문에 입계 산화에 따른 표면결함은 무시할 수 있을 정도였다.

[표 2]

No.		화학 성분 조성(wt.%)											Ca/S	가열온도 (℃)	다듬질 온도 (℃)	표면결함 cm/cm²
		Ni	Mo	Cu	B	Ca	Mn	S	P	C	O	N				
본발명 슬래브	1	78.50	3.90	2.50	0.0014	0.0028	0.40	0.0012	0.002	0.0013	0.0014	0.0005	2.3	1230	880	0.02
	2	78.88	4.12	2.27	0.0045	0.0017	0.30	0.0011	0.001	0.0018	0.0002	0.0004	1.6	1200	900	0.005
비교용 슬래브	3	78.35	4.00	2.60	0.0025	0.0019	0.35	0.0009	0.003	0.0010	0.0007	0.0007	2.1	1300	920	2.00
	4	79.55	4.20	-	0.0020	0.0019	0.35	0.0010	0.003	0.0011	0.0003	0.0010	1.9	1180	750	3.50
	5	78.60	4.02	2.10	0.0025	0.0010	0.37	0.0018	0.005	0.0015	0.0013	0.0008	0.6	1230	880	3.08
	6	79.01	3.80	2.70	0.0005	0.0033	0.25	0.0013	0.005	0.0009	0.0005	0.0003	2.5	1240	890	3.46

제2표에서 명백한 바와 같이, 본 발명 슬래브 No.1 및 No.2의 표면 결함은 어느 것이나 대단히 적다.

그런 반면에, 비교용 슬래브 No.3은 그 화학 성분 조성은 본 발명의 범위내이나 인고트의 가열 온도가 본 발명의 범위를 벗어나서 높다. 비교용슬래브 No.4는 그 화학 성분 조성은 본 발명의 범위내이나 슬래이브의 다듬질 온도가 본 발명의 범위를 벗어나서 낮다. 비교용 슬래브 No.5는 인고트의 가열 온도 및 슬래브의 온도가 본 발명의 범위내이나 칼슘의 황에 대한 중량비가 본 발명의 범위를 벗어나서 낮다. 비교용 슬래브 No.6은 인고트의 가열 온도 및 슬래브의 다듬질 온도가 본 발명의 범위내이나 붕소 함유량이 본 발명의 범위를 벗어나서 낮다. 그 결과, 비교용 슬래브 No.3~No.6의 표면결함은 본 발명 슬래브 No.1 및 No.2의 표면 결합에 비하여 현저하게 많다.

또한, 제1표에 있는 본 발명 합금 No.1~No.12로부터 본 발명의 방법에 따라서 슬래브를 제조하고, 슬래브의 표면결함을 상기한 실시예 2에서와 같이 조사하였다. 그 결과, 어느 슬래브에 있어서나 표면 결함은 극히 적었다. 상기한 실시예 2에서 명백한 바와 같이, 본 발명의 방법에 의하면 우수한 표면성상을 가진 슬래브를 제조할 수가 있다.

또한, 상기한 슬래브를 1100~1250℃의 범위내의 온도로 가열하고, 이와 같이 가열한 슬래브를 800℃이상의 다듬질 온도에서 열간 압연하면, 우수한 표면성상을 가진 강자성 Ni-Fe계 합금판을 제조할 수가 있다. 더욱이, 위에 나온 합금관을 110~1250℃의 범위내의 온도로 가열한 다음, 이와 같이 가열한 합금판을 800℃ 이상의 온도에서 열간 프렐스하면, 우수한 표면성상을 가진 프레스 성형품을 제조할 수가 있다.

이상 상세하게 기술한대로 본 발명에 의하면 우수한 열간 가공성을 가진 강자성 Ni-Fe계 합금 및 상기한 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품을 제조할 수가 있고, 따라서 공업상 유용한 효과를 가져올 수 있다.

(57) 청구의 범위

청구항 1

다음의 성분 조성으로됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금. 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~

0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.%이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

청구항 2

(가) 다음의 성분조성으로된 소재를 사용하고 : 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하. (나) 상기한 소재를 1100~1250℃ 범위내의 온도로 가열한 다음, (다) 이와 같이 가열한 소재를 800℃ 이상의 다듬질 온도에서 열간 가공하는 단계로됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법.

청구항 3

다음의 성분 조성으로됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금. 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 구리 : 1~5wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

청구항 4

다음의 성분 조성으로 됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금. 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 망간 : 0.1~0.4wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 칠 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

청구항 5

다음의 성분 조성으로됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금. 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 구리 : 1~5wt.%, 망간 : 0.1~0.4wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 질 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하.

청구항 6

(가) 다음의 성분 조성으로된 소재를 사용하고 : 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 구리 : 1~5wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물, 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하. (나) 상기한 소재를 1100~1250℃ 범위내의 온도로 가열한 다음, (다) 이와 같이 가열한 소재를 800℃ 이상의 다듬질 온도에서 열간 가공하는 단계로됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법.

청구항 7

(가) 다음의 성분 조성으로된 소재를 사용하고 : 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 망간 : 0.1~0.4wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하. (나) 상기한 소재를 1100~1250℃ 범위내의 온도로 가열한 다음, (다) 이와 같이 가열한 소재를 800℃ 이상의 다듬질 온도에서 열간 가공하는 단계로됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법,

청구항 8

(가) 다음의 성분조성으로된 소재를 사용하고 : 니켈 : 75~82wt.%, 몰리브덴 : 2~6wt.%, 붕소 : 0.001~0.005wt.%, 구리 : 1~5wt.%, 망간 : 0.1~0.4wt.%, 칼슘 : 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001~0.003wt.%의 범위내인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.5 \leq Ca/S \leq 3.5 \cdots\cdots (1)$$

또는 불가피적인 불순물로서의 산소의 함유량이 0.001wt.% 이하인 경우는, 불가피적인 불순물로서의 황에 대한 중량비에 있어서 다음 식을 만족하는 범위내,

$$1.15 \leq Ca/S \leq 3.50 \cdots\cdots (2)$$

및 나머지는 철 및 불가피적인 불순물. 단, 상기한 불가피적인 불순물로서 황, 인, 카아본, 산소 및 질소의 함유량은 각각 황에서는 0.002wt.% 이하, 인에서는 0.006wt.% 이하, 카아본에서는 0.003wt.% 이하, 산소에서는 0.003wt.% 이하, 및 질소에서는 0.0015wt.% 이하. (나) 상기한 소재를 1100~1250℃ 범위내의 온도로 가열한 다음, (다) 이와 같이 가열한 소재를 800℃ 이상의 다듬질 온도에서 열간 가공하는 단계로 됨을 특징으로 하는 강자성 Ni-Fe계 합금의 우수한 표면성상을 가진 합금 물품의 제조방법.

청구항 9

제2항에 있어서, 합금 물품은 슬래브인 제조방법.

청구항 10

제2항에 있어서, 합금 물품은 스트립인 제조방법.

청구항 11

제6항에 있어서, 합금 물품은 슬래브인 제조방법.

청구항 12

제7항에 있어서, 힙금 물품은 슬래브인 제조방법.

청구항 13

제8항에 있어서, 합금 물품은 슬래브인 제조방법.

청구항 14

제6항에 있어서, 합금 물품은 스트립인 제조방법.

청구항 15

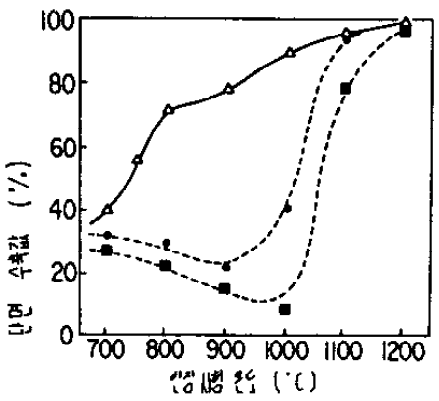
제7항에 있어서, 합금 물품은 스트립인 제조방법.

청구항 16

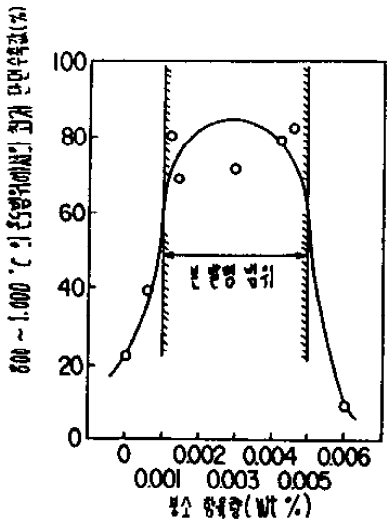
제8항에 있어서, 합금 물품은 스트립인 제조방법.

도면

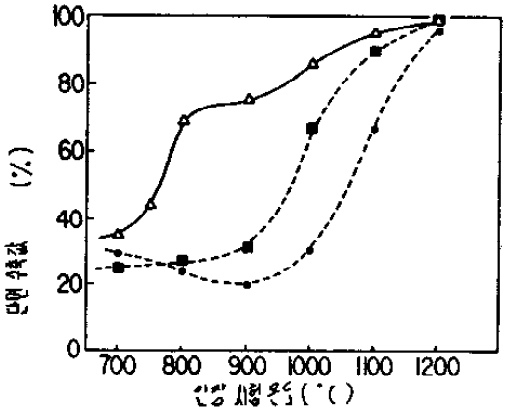
도면1



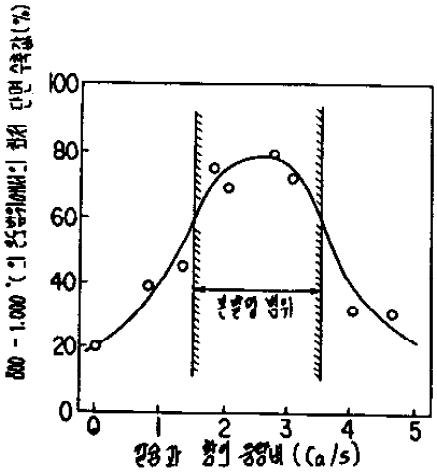
도면2



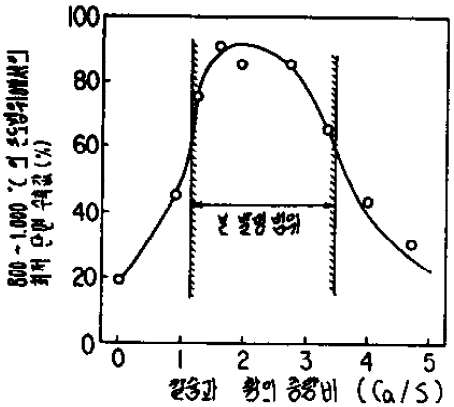
도면3


100
80
60
40
20
0
700
800
900
1000
1100
1200

도면4


100
80
60
40
20
0
0
1
2
3
4
5

도면5


100
80
60
40
20
0
0
1
2
3
4
5

도면6

