(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2025-0071287
(43) 공개일자 2025년05월21일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/02 (2006.01) *C21D 8/12* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) *C22C 38/06* (2006.01)
H01F 1/147 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/02 (2013.01)
C21D 8/1222 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2025-7015084
(22) 출원일자(국제) 2023년11월15일
심사청구일자 2025년05월08일
(85) 번역문제출일자 2025년05월08일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2023/041072
(87) 국제공개번호 WO 2024/106462
국제공개일자 2024년05월23일
(30) 우선권주장
JP-P-2022-182571 2022년11월15일 일본(JP)

(71) 출원인
닛폰세이테츠 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쪼메 6방 1고
(72) 발명자
가타오카 다카시
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
야마가타 류타로
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
양영준, 최인호, 성재동

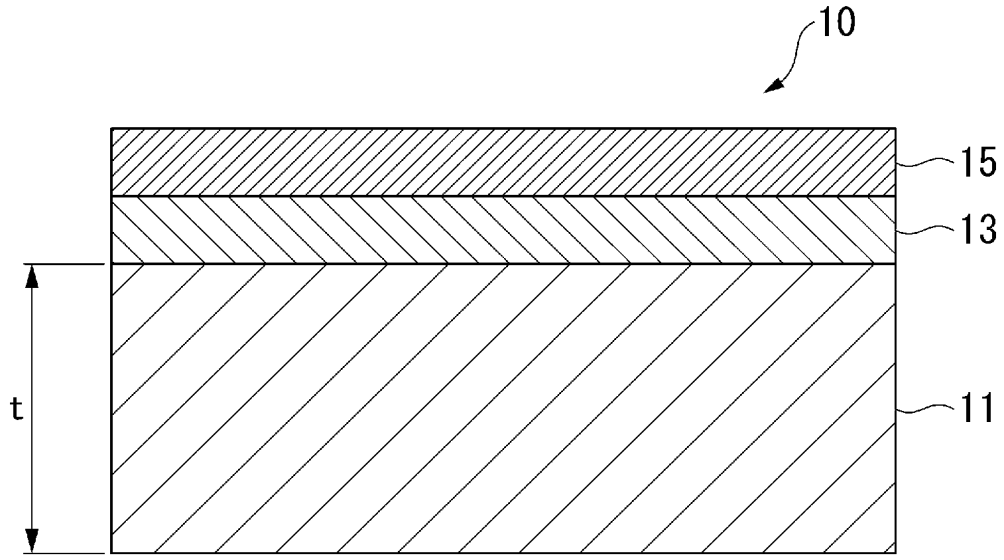
전체 청구항 수 : 총 5 항

(54) 발명의 명칭 **방향성 전자 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

이 방향성 전자 강판은, 소정의 화학 조성을 갖는 모재 강판과, 모재 강판의 표면에 마련된 유리 피막과, 유리 피막의 표면에 마련된 장력 부여성 절연 피막을 구비한다. 모재 강판은, Goss 방위로 배향하는 집합 조직을 갖는다. 모재 강판에 있어서, 압연면 법선 방향 ND를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 α(°)로 정의하고, 압연 직각 방향 TD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 β(°)로 정의하고, 압연 방향 RD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 γ(°)로 정의할 때, α, β, γ가, 하기 식 (1)을 충족시킨다. $0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0$ ・・・(1)

대 표 도 - 도1a



(52) CPC특허분류
C21D 8/1233 (2013.01)
C21D 8/1261 (2013.01)
C21D 8/1272 (2013.01)
C21D 8/1283 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/001 (2013.01)
C22C 38/004 (2013.01)
C22C 38/04 (2013.01)
C22C 38/06 (2013.01)

(72) 발명자
기쿠즈키 마유코
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
나카무라 준키
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
스와 요시히로
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내
다케다 가즈토시
일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메 6방 1고 닛폰세이테츠 가부시키가이샤 내

명 세 서

청구범위

청구항 1

질량%로,

C: 0 내지 0.010%,

Si: 3.00 내지 4.00%,

Sol.Al: 0 내지 0.010%,

Mn: 0.01 내지 0.50%,

N: 0.010% 이하,

S+Se: 0.0100% 이하,

P: 0.005 내지 0.100%,

Sn: 0 내지 0.50%,

Cu: 0 내지 0.50%,

Cr: 0 내지 0.50%,

Sb: 0 내지 0.20%,

Mo: 0 내지 0.10%,

Ni: 0 내지 0.20%,

Nb: 0 내지 0.0200%,

B: 0 내지 0.0200%,

Ti: 0 내지 0.0200%

Bi: 0 내지 0.0200%

를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖는 모재 강판과,

상기 모재 강판의 표면에 마련된 유리 피막과,

상기 유리 피막의 표면에 마련된 장력 부여성 절연 피막

을 구비하고,

상기 모재 강판은, Goss 방위로 배향하는 집합 조직을 갖고,

상기 모재 강판에 있어서,

압연면 법선 방향 ND를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 α(°)로 정의하고,

압연 직각 방향 TD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 β(°)로 정의하고,

압연 방향 RD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 γ(°)로 정의할 때,

상기 α, 상기 β, 상기 γ가, 하기 식 (1)을 충족시키는

것을 특징으로 하는 방향성 전자 강판.

$0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0$ ···(1)

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 β가 하기 식 (2)를 충족시키는 것을 특징으로 하는 방향성 전자 강판.

$0.0 \leq |\beta| \leq 2.0$ ・・・(2)

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 모재 강판의 판 두께가, 0.16㎜ 이상 0.20㎜ 미만인 것을 특징으로 하는 방향성 전자 강판.

청구항 4

질량%로,

C: 0.020 내지 0.150%,

Si: 3.00 내지 4.00%,

Sol.Al: 0.010 내지 0.050%,

Mn: 0.01 내지 0.50%,

N: 0.001 내지 0.020%,

S+Se: 0.0010 내지 0.0400%,

P: 0.005 내지 0.100%,

Sn: 0 내지 0.50%,

Cu: 0 내지 0.50%,

Cr: 0 내지 0.50%,

Sb: 0 내지 0.20%,

Mo: 0 내지 0.10%,

Ni: 0 내지 0.20%,

Nb: 0 내지 0.0200%,

B: 0 내지 0.0200%,

Ti: 0 내지 0.0200%,

Bi: 0 내지 0.0200%

를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지는 강편을 가열하는 가열 공정과,

상기 가열 공정 후의 상기 강편을 열간 압연함으로써 열연 강판을 얻는 열간 압연 공정과,

상기 열연 강판을 어닐링함으로써, 열연 어닐링 강판을 얻는 열연판 어닐링 공정과,

상기 열연 어닐링 강판을 냉간 압연함으로써 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 공정과,

상기 냉연 강판에 탈탄 어닐링을 실시함으로써, 탈탄 어닐링 강판을 얻는 탈탄 어닐링 공정과,

상기 탈탄 어닐링 강판에 어닐링 분리제를 도포한 후에, 마무리 어닐링을 실시함으로써, 마무리 어닐링 강판을 얻는 마무리 어닐링 공정과,

상기 마무리 어닐링 강판의 표면에 절연 피막을 형성하는 절연 피막 형성 공정

을 포함하고,

상기 탈탄 어닐링 공정은, 승온 공정과, 균열 공정을 포함하고,

상기 승온 공정에 있어서는,

550 내지 800℃의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도를 400℃/초 이상 3000℃/초 이하로 하고,

최고 가열 온도 T1(℃)을 850℃ 이상 950℃ 이하로 하고,

800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도를 100℃/초 이상 1500℃/초 이하로 하고,

800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 분위기의 노점을 0℃ 이하로 하는 것을 특징으로 하는 방향성 전자 강판의 제조 방법.

청구항 5

제4항에 있어서,

상기 어닐링 분리제는, 주성분으로서 MgO를 포함하고,

상기 어닐링 분리제 중에, Ti, Sb, Sr, Cl에서 선택되는 1종 이상을, MgO의 중량에 대하여, 0.10 내지 10.00%를 포함하는 것을 특징으로 하는 방향성 전자 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 개시는, 방향성 전자 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

[0002] 본원은, 2022년 11월 15일에, 일본에 출원된 일본 특허 출원 제2022-182571호에 기초하여 우선권을 주장하고, 그 내용을 여기에 원용한다.

배 경 기 술

[0003] 일반적으로, 방향성 전자 강판은, 모재 강판과, 모재 강판의 표면에 형성된 1차 피막(유리 피막이라고 하는 경우가 있음)과, 1차 피막의 표면에 형성된 장력 부여 절연성의 2차 피막의 3층 구조로 이루어진다. 방향성 전자 강판은, 연자성 재료이고, 주로, 변압기의 철심 재료로서 사용된다. 그 때문에, 방향성 전자 강판에는, 고자화 특성 및 저철손이라고 하는 자기 특성이 요구된다.

[0004] 철손이란, 철심을 교류 자장으로 여자한 경우에, 열에너지로서 소비되는 전력 손실이고, 에너지 절약의 관점에서, 철손은 가능한 한 낮은 것이 요구된다. 철손의 고저에는, 자화율, 판 두께, 피막 장력, 불순물량, 전기 저항률, 결정 입경, 자구 사이즈 등이 영향을 미친다. 방향성 전자 강판의 철손은, 비저항이나 판 두께, 자구의 크기 등에 의존하는 와전류손과, 결정 방위나 표면의 평활성 등에 의존하는 히스테리시스손의 합이다. 판 두께에 대해서는, 예를 들어 모재 강판을 얇게(예를 들어 0.22㎜ 미만) 하는 것은, 와전류손의 저감에 의한 철손의 저감에 유효하다. 그러나, 얇게 함으로써, 2차 재결정 자체의 거동이 변화하여, Goss 방위의 집적도는 열화되는 것이 우려된다.

[0005] Goss 방위의 집적은, 집합 조직(텍스처)과 석출물(인히비터)의 고도의 제어를 통한 현상(2차 재결정)을 통하여 발현한다. 텍스처는, Goss 방위(2차 재결정의 핵)가 많아, Goss 방위가 잠식하는 방위(대응 방위)가 많은 상태인 것이 바람직하다. 한편, 인히비터는, 2차 재결정 어닐링 중, 인히비터의 피닝력이 서서히 저하되어 가는 상태인(인히비터의 내열성이 높음) 것이 바람직하다. 바꿔 말하면, 2차 재결정 어닐링 중에, 인히비터의 피닝력이 급격하게 저하되는 것은, Goss 방위의 성장을 촉진하는 관점에서 바람직하지 않다.

[0006] 여기서, 얇은 부재를 얻기 위해서는, 냉간 압연에서의 압하율(냉연율)을 높게 할 필요가 있다. 냉연율이 높은 조건에서 압연하면, 2차 재결정의 핵인 Goss 방위는 감소하여, 2차 재결정은 불안정화해 버린다.

[0007] 또한, 얇은 부재에 있어서는, 원인은 명백하지 않으나, 인히비터의 내열성이 저하되어, Goss 방위가 우선 성장하는 시간의 확보가 되지 않아, 2차 재결정은 불안정화한다.

[0008] 즉, 얇은 부재에서는 텍스처, 인히비터의 양쪽의 관점에서 2차 재결정이 불안정화하는 문제가 있다.

[0009] 이러한 상황으로부터, 종래, 얇은 부재의 2차 재결정을 안정화시키기 위한 다양한 검토가 이루어져 왔다.

[0010] 예를 들어, 특허문헌 1, 특허문헌 2에서는, 예비 냉연에 의해 냉연율을 최적 제어함으로써, 텍스처 열화를 회피

하는 기술이 개시되어 있다.

[0011] 또한, 예를 들어 특허문헌 3에서는, 1차 피막 제어를 통한 인히비터 제어 기술이 개시되어 있다. 특허문헌 3에서는, 어닐링 분리제로서 Cl 및/또는 SO_3을 0.15 내지 2.0% 함유하는 MgO를 도포함으로써, 유리 피막의 형성 반응을 현저하게 높여, 1차 피막을 자성에 있어서 바람직한 형태로 제어하고 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0012] (특허문헌 0001) 일본 특허 공개 소59-126722호 공보

(특허문헌 0002) 일본 특허 제2562254호 공보

(특허문헌 0003) 일본 특허 제3021241호 공보

발명의 내용

해결하려는 과제

[0013] 특허문헌 1, 2의 방법의 경우, 냉간 압연 공정의 공정수가 증가하기 때문에, 생산상의 과제가 발생한다.

[0014] 또한, 특허문헌 3의 방법에 따르면, 인히비터 제어는 가능하지만, 텍스처의 제어에 대해서는 고려되어 있지 않다. 그 때문에, 예를 들어 모재 강판 판 두께가 0.22㎜ 미만인 얇은 전자 강판에 본 기술을 적용한 경우, 고품위의 2차 재결정 방위는 얻어지지 않을 가능성이 높다.

[0015] 상술한 바와 같이, 생산성을 저하시키지 않고, 얇은 부재의 2차 재결정을 안정화시켜, 양호한 자기 특성을 갖는 방향성 전자 강판을 얻는 방법은 개시되어 있지 않았다.

[0016] 또한 근년에는, 방향성 전자 강판에는, 고자화 특성 및 저철손이라고 하는 자기 특성에 더하여, 강판을 변압기 등에 적용한 경우에 발생하는 소음의 저감도 요구되고 있다.

[0017] 이상으로부터, 본 개시는, 생산성을 저하시키지 않고, 양호한 자기 특성 그리고 소음 특성을 갖는 방향성 전자 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것을 과제로 한다.

과제의 해결 수단

[0018] 본 발명자들은, 얇은 부재에 있어서, 2차 재결정을 통한 Goss 방위의 집적에 의한 양호한 자기 특성과, 양호한 소음 특성의 양립을 위해, 집합 조직(텍스처) 및 석출물(인히비터)의 양쪽의 제어의 관점에서 검토를 행하였다.

[0019] 그 결과, 일부의 얇은 부재에서는, 2차 재결정의 불안정화를 초래하지 않고, 종래의 방향성 전자 강판의 자기 특성보다도 매우 우수한 자기 특성이 확인되고, 또한 양호한 소음 특성과 양립시킬 수 있는 것이 확인되었다. 보다 상세하게 조사한 결과, 2차 재결정 조직에 있어서의 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각 중, 압연 직각 방향 TD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각 β(°), 압연면 법선 방향 ND를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각 α(°), 및 압연 방향 RD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각 γ(°)의 각각이, 하기 식 (1)에 나타내는 바와 같은 서열을 충족함으로써, 얇은 부재에 있어서도 2차 재결정이 안정화되고, 양호한 자기 특성과 양호한 소음 특성의 양립을 달성할 수 있는 것을 알아냈다.

[0020] 지금까지도, 자기 특성에 영향을 미치는 요소로서, 평균 분산각 β(°) 및 평균 분산각 α(°)이 알려져 있었다. 그러나, 종래의 기술에서는 평균 분산각 β, α를 충분히 저감하는 것에는 한계가 있어, 이들 평균 분산각의 가일층의 저감이 요망되고 있었다. 또한, 평균 분산각 β, α를 저감하는 것만으로는, 자기 특성 및 소음 특성의 높은 수준에서의 양립이 곤란해지는 경우가 있었다. 그래서, 본 발명자가 예의 조사한 결과, 얇은 부재의 자기 특성과 소음 특성의 양립에는, 평균 분산각 β의 보다 한층의 저감에 더하여, 평균 분산각 β, α, γ의 밸런스가 강하게 영향을 미치는 것을 알아내고, 또한 평균 분산각 β를 보다 한층 저감할 수 있는 새로운 수단을 알아냈다.

[0021] 구체적으로는, 텍스처 및 인히비터의 양쪽을 적절하게 제어함으로써, 평균 분산각 β를 대폭으로 저감할 수 있고, 또한 평균 분산각 β, α, γ의 밸런스를 도모할 수 있는 것을 알아냈다. 보다 구체적으로는, 탈탄 어닐링

시의 승온 공정 중 소정의 온도역의 승온 속도를 높임으로써, Goss 방위를 충분히 확보할 수 있음과 함께, 2차 재결정 어닐링 시에, 인히비터의 기능을 안정적으로 발휘할 수 있는 치밀한 산화막을 형성할 수 있는 것을 알아냈다.

[0022] 이하, 본 발명자들에 의한 검토 결과에 대하여 상세하게 설명한다.

[0023] 먼저, 본 발명자들은 인히비터 제어의 관점에서, 얇은 부재에 있어서, 인히비터에 의한 2차 재결정 안정화의 효과가 열화되는 원인을 조사하였다. 그 결과, 얇은 부재에서는, 강재 자체의 표면적 비율의 상대적 증가에 의해 인히비터의 분해 속도가 빨라짐으로써, 2차 재결정이 불안정화해 버리는 것을 알 수 있었다. 또한, 본 발명자들은, 인히비터의 분해 트리거가, 1차 피막(유리 피막)인 Mg_2SiO_4와 인히비터인 AlN의 상호 작용인 것을 밝혀냈다. 그리고 이 얻어진 신규의 지견에 기초하여, 1차 피막의 형성 속도를 저하시킴(즉 1차 피막의 생성 온도를 높임)으로써, 인히비터에 의한 2차 재결정 안정화 효과의 열화를 억제할 수 있는 것을 알아냈다.

[0024] 또한, 본 발명자들이 더욱 검토를 행한 결과, 1차 피막의 생성 온도의 고온화는, 탈탄 어닐링 시(특히, 승온 공정 시)에 냉연 강판의 표면에 형성되는 SiO_2를 후막화 또한 치밀화시킴으로써 달성할 수 있는 것을 알아냈다. SiO_2의 후막화 및 치밀화에 의해 2차 재결정 시의 1차 피막의 생성 온도를 고온화할 수 있는 메커니즘은 불분명하지만, 후막화 또한 치밀화된 SiO_2는, SiO_2 중에 있어서의 Mg 이온의 이동 용이도가 저하되기 때문이라고 생각된다.

[0025] 또한, 본 발명자들은 텍스처의 관점에서, 탈탄 어닐링 시의 소정의 온도역의 승온 속도를 빠르게 함으로써, Goss 방위가 증가하는 것을 알아냈다. 또한, 강 중에 P(인)를 함유시킴으로써, 냉간 압연 시에, 2차 재결정에 있어서 바람직한 텍스처가 얻어지는 것을 알 수 있었다.

[0026] 본 발명은 상기의 지견에 감안하여 이루어졌다. 본 발명의 요지는 이하와 같다.

[0027] [1] 본 발명의 일 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판은, 질량%로,

[0028] C: 0 내지 0.010%,

[0029] Si: 3.00 내지 4.00%,

[0030] Sol.Al: 0 내지 0.010%,

[0031] Mn: 0.01 내지 0.50%,

[0032] N: 0.010% 이하,

[0033] S+Se: 0.0100% 이하,

[0034] P: 0.005 내지 0.100%,

[0035] Sn: 0 내지 0.50%,

[0036] Cu: 0 내지 0.50%,

[0037] Cr: 0 내지 0.50%,

[0038] Sb: 0 내지 0.20%,

[0039] Mo: 0 내지 0.10%,

[0040] Ni: 0 내지 0.20%,

[0041] Nb: 0 내지 0.0200%,

[0042] B: 0 내지 0.0200%,

[0043] Ti: 0 내지 0.0200%

[0044] Bi: 0 내지 0.0200%

[0045] 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지는 화학 조성을 갖는 모재 강판과,

[0046] 상기 모재 강판의 표면에 마련된 유리 피막과,

[0047] 상기 유리 피막의 표면에 마련된 장력 부여성 절연 피막

[0048] 을 구비하고,

[0049] 상기 모재 강판은, Goss 방위로 배향하는 집합 조직을 갖고,

[0050] 상기 모재 강판에 있어서,

[0051] 압연면 법선 방향 ND를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 α(°)로 정의하고,

[0052] 압연 직각 방향 TD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 β(°)로 정의하고,

[0053] 압연 방향 RD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 γ(°)로 정의할 때,

[0054] 상기 α, 상기 β, 상기 γ가, 하기 식 (1)을 충족시킨다.

[0055] $0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0$ ···(1)

[0056] [2] 상기 [1]에 기재된 방향성 전자 강판은, 상기 β가 하기 식 (2)를 충족시켜도 된다.

[0057] $0.0 \leq |\beta| \leq 2.0$ ···(2)

[0058] [3] 상기 [1] 또는 [2]에 기재된 방향성 전자 강판은, 상기 모재 강판의 판 두께가, 0.16㎜ 이상 0.20㎜ 미만이어도 된다.

[0059] [4] 본 발명의 일 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법은, 질량%로,

[0060] C: 0.020 내지 0.150%,

[0061] Si: 3.00 내지 4.00%,

[0062] Sol.Al: 0.010 내지 0.050%,

[0063] Mn: 0.01 내지 0.50%,

[0064] N: 0.001 내지 0.020%,

[0065] S+Se: 0.001 내지 0.040%,

[0066] P: 0.005 내지 0.100%,

[0067] Sn: 0 내지 0.50%,

[0068] Cu: 0 내지 0.50%,

[0069] Cr: 0 내지 0.50%,

[0070] Sb: 0 내지 0.20%,

[0071] Mo: 0 내지 0.10%,

[0072] Ni: 0 내지 0.20%,

[0073] Nb: 0 내지 0.0200%,

[0074] B: 0 내지 0.0200%,

[0075] Ti: 0 내지 0.0200%,

[0076] Bi: 0 내지 0.0200%

[0077] 를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불순물로 이루어지는 강편을 가열하는 가열 공정과,

[0078] 상기 가열 공정 후의 상기 강편을 열간 압연함으로써 열연 강판을 얻는 열간 압연 공정과,

[0079] 상기 열연 강판을 어닐링함으로써, 열연 어닐링 강판을 얻는 열연판 어닐링 공정과,

[0080] 상기 열연 어닐링 강판을 냉간 압연함으로써 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 공정과,

[0081] 상기 냉연 강판에 탈탄 어닐링을 실시함으로써, 탈탄 어닐링 강판을 얻는 탈탄 어닐링 공정과,

[0082] 상기 탈탄 어닐링 강판에 어닐링 분리제를 도포한 후에, 마무리 어닐링을 실시함으로써, 마무리 어닐링 강판을 얻는 마무리 어닐링 공정과,

[0083] 상기 마무리 어닐링 강판의 표면에 절연 피막을 형성하는 절연 피막 형성 공정

[0084] 을 포함하고,

[0085] 상기 탈탄 어닐링 공정은, 승온 공정과, 균열 공정을 포함하고,

[0086] 상기 승온 공정에 있어서는,

[0087] 550 내지 800℃의 온도역에 있어서의 평균 승온 속도를 400℃/초 이상 3000℃/초 이하로 하고,

[0088] 최고 가열 온도 T1(℃)을 850℃ 이상 950℃ 이하로 하고,

[0089] 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도를 100℃/초 이상 1500℃/초 이하로 하고,

[0090] 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 분위기의 노점을 0℃ 이하로 한다.

[0091] [5] 상기 [4]에 기재된 방향성 전자 강판의 제조 방법에 있어서는, 상기 어닐링 분리제는, 주성분으로서 MgO를 포함하고, 상기 어닐링 분리제 중에, Ti, Sb, Sr, Cl에서 선택되는 1종 이상을, MgO의 중량에 대하여 0.10 내지 10.00%를 포함해도 된다.

발명의 효과

[0092] 본 개시의 상기 양태에 따르면, 생산성을 저하시키지 않고, 양호한 자기 특성 그리고 소음 특성을 갖는 방향성 전자 강판 및 그 제조 방법을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

[0093] 도 1a는 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 구조를 모식적으로 도시한 도면이다.

도 1b는 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 구조를 모식적으로 도시한 도면이다.

도 2는 어긋남각 α, 어긋남각 β, 및 어긋남각 γ를 예시하는 모식도이다.

도 3은 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법의 흐름의 일례를 나타낸 흐름도이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0094] 이하에 도면을 참조하면서, 본 개시의 적합한 실시 형태에 대하여 상세하게 설명한다. 본 명세서 및 도면에 있어서, 실질적으로 동일한 기능 구성을 갖는 구성 요소에 대해서는, 동일한 번호를 붙임으로써 중복 설명을 생략한다.

[0095] 본 개시의 일 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판)은, 후술하는 소정의 화학 조성을 갖는 모재 강판과, 상기 모재 강판 위에 형성되어 있는 유리 피막과, 상기 유리 피막 위에 형성되어 있는 장력 부여 절연 피막을 구비한다. 또한, 상기 모재 강판은, Goss 방위로 배향하는 집합 조직을 갖는다. 또한, 상기 모재 강판에 있어서, 압연면 법선 방향 ND를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 α(°)로 정의하고, 압연 직각 방향 TD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 β(°)로 정의, 압연 방향 RD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 γ(°)로 정의할 때, 상기 α, 상기 β, 상기 γ가, 하기 식 (1)을 충족시킨다.

[0096] $0.0 \leq |\beta| < 2.5 |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \cdots (1)$

[0097] 이하, 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판에 대하여 설명한다.

[0098] [방향성 전자 강판]

[0099] 도 1a 및 도 1b는, 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 구조를 모식적으로 도시한 도면이다.

[0100] 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)은, 도 1a에 도시하는 바와 같이, 모재 강판(11)과, 모재 강판(11)의 표면에 형성된 1차 피막(유리 피막)(13)과, 유리 피막(13)의 표면에 형성된 절연 피막의 일례인 2차 피막(장력 부여성 절연 피막)(15)을 갖고 있다. 유리 피막(13) 및 장력 부여성 절연 피막(15)은, 모재 강판(11)의 적어도

한쪽의 면에 형성되어 있으면 되지만, 통상, 도 1b에 모식적으로 도시한 바와 같이, 모재 강판(11)의 양면에 형성된다.

[0101] 이하에서는, 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)에 대해서, 특징적인 구성을 중심으로 설명한다. 이하의 설명에 있어서, 공지된 구성이나, 당업자가 실시 가능한 일부의 구성에 대해서는, 상세한 설명을 생략하고 있는 곳이 있다.

[0102] (모재 강판(11))

[0103] 모재 강판(11)은, 이하에서 상세하게 설명하는 화학 성분을 함유하는 강편으로부터 제조됨으로써, 우수한 소음 특성과 자기 특성을 나타내게 된다. 이러한 모재 강판(11)의 화학 성분에 대해서는, 이하에서 다시 상세하게 설명한다.

[0104] (유리 피막(13))

[0105] 유리 피막(13)은, 모재 강판(11)의 표면에 배치되어 있는, 규산마그네슘을 주성분으로 하는 무기질의 피막이다. 유리 피막(13)은, 마무리 어닐링에 있어서, 모재 강판의 표면에 도포된 마그네시아(MgO)를 포함하는 어닐링 분리제와, 모재 강판(11)의 표면 성분이 반응함으로써 형성된다. 즉, 유리 피막(13)은, 어닐링 분리제 및 모재 강판의 성분에서 유래되는 조성(보다 상세하게는, Mg_2SiO_4를 주성분으로 하는 조성)을 갖는 것이 된다.

[0106] (장력 부여성 절연 피막(15))

[0107] 장력 부여성 절연 피막(15)는, 유리 피막(13)의 표면에 배치되어 있다. 장력 부여성 절연 피막(15)에 의해 방향성 전자 강판(10)에 전기 절연성을 부여함으로써, 와전류손을 저감하여, 방향성 전자 강판(10)의 철손을 향상시킬 수 있다. 또한, 장력 부여성 절연 피막(15)은, 상기와 같은 전기 절연성 이외에도, 내식성, 내열성, 미끄럼성과 같은 다양한 특성을 실현한다.

[0108] 또한, 장력 부여성 절연 피막(15)은, 방향성 전자 강판(10)에 장력을 부여한다는 기능을 갖는다. 장력 부여성 절연 피막(15)에 의해 방향성 전자 강판(10)에 장력을 부여하여, 방향성 전자 강판(10)에 있어서의 자벽 이동을 용이하게 함으로써, 방향성 전자 강판(10)의 철손을 향상시킬 수 있다.

[0109] 장력 부여성 절연 피막(15)의 표면에는, 연속파 레이저 빔 또는 전자 빔을 사용하여 자구 세분화 처리가 실시되어 있어도 된다. 그 경우, 압연 방향에 대하여 직교하는 방향인 판 폭 방향과 소정의 각도 ϕ을 이루는 선상의 열변형이 압연 방향을 따라 소정의 간격으로 주기적으로 형성된다. 이에 의해, 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판에 있어서, 자기 특성을 보다 한층 향상시킬 수 있다.

[0110] 장력 부여성 절연 피막(15)은, 예를 들어 인산금속염과 실리카를 주성분으로 하는 코팅액을 유리 피막(13)의 표면에 도포하고, 베이킹함으로써 형성된다.

[0111] (판 두께)

[0112] 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)의 모재 강판의 판 두께(도 1a 및 도 1b에 있어서의 판 두께 t)는 특별히 한정되는 것은 아니고, 예를 들어 0.16㎜ 이상 0.30㎜ 이하로 할 수 있다. 또한, 본 실시 형태에 있어서는, 냉연 후의 냉연판(모재 강판(11))의 판 두께가 작을수록, 철손의 저감 효과가 충분히 얻어진다. 그 때문에, 방향성 전자 강판(10)의 모재 강판의 판 두께 t는, 바람직하게는 0.24㎜ 이하, 보다 바람직하게는 0.23㎜ 이하이다. 또한, 예를 들어 냉연판의 판 두께가 0.22㎜ 미만인 얇은 재료(즉, 얇은 부재)인 경우에 상기 효과가 현저해져, 철손이 보다 한층 우수한 것이 된다. 그 때문에, 방향성 전자 강판(10)의 모재 강판의 판 두께 t는, 예를 들어, 0.20㎜ 미만인 것이 자기 특성의 관점에서, 더욱 바람직하다. 판 두께 t의 하한은, 0.16㎜ 이상이어도 되고, 0.17㎜ 이상이어도 된다.

[0113] (화학 성분)

[0114] 다음으로, 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)의 모재 강판(11), 및 방향성 전자 강판(10)을 제조할 때에 사용하는 강편의 화학 성분에 대해서, 상세하게 설명한다. 이하에서는, 특별히 언급하지 않는 한, 「%」라는 표기는 「질량%」를 나타내는 것으로 한다.

[0115] 이하와 같은 화학 성분을 갖는 강편(예를 들어, 슬래브)이, 이하에서 상세하게 설명하는 제조 공정을 거쳐 방향성 전자 강판이 된 경우, 모재 강판(11)의 탄소(C), 산 가용성 알루미늄(sol.Al), 질소(N), 황(S), 및 비스무트(Bi) 이외의 성분에 대해서는, 강편일 때와 마찬가지의 함유량이 유지된다. 즉, 모재 강판(11)의 탄소(C), 산

가용성 알루미늄(sol.Al), 질소(N), 및 황(S) 이외의 성분의 함유량은, 강편일 때와 제품판일 때에, 거의 동일하다. 한편, 모재 강판(11)의 탄소(C), 산 가용성 알루미늄(sol.Al), 질소(N), 황(S), 및 비스무트(Bi)에 대해서는, 이하에서 상세하게 설명하는 제조 공정을 거침으로써, 강편 시의 조성과 비교하여, 그 함유량이 변화한다. 또한, 모재 강판(11)의 규소(Si), 망간(Mn), 크롬(Cr), 붕소(B), 및 티타늄(Ti)에 대해서는, 제조 도중에 유리 피막 내에 흡수됨으로써, 강편 시의 조성과 비교하여, 그 함유량이 다소 감소해 버리는 경우가 있다.

[0116] C: 0.020 내지 0.150%

[0117] C(탄소)는 자속 밀도를 높이는 효과를 갖는 원소이다. 강편의 C 함유량이 0.020% 미만인 경우에는, 자속 밀도의 개선 효과를 얻을 수는 없다. 따라서, 강편의 C 함유량은, 0.020% 이상으로 한다. C 함유량은, 바람직하게는 0.040% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.050% 이상이다.

[0118] 한편, 강편의 C 함유량이 0.150%를 초과하는 경우에는, 2차 재결정 어닐링(즉, 마무리 어닐링)에 있어서 강이 상변태하여, 2차 재결정이 충분히 진행되지 않아, 양호한 자속 밀도와 철손 특성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 강편의 C 함유량을 0.150% 이하로 한다. C 함유량이 적을수록 철손 저감에 있어서 바람직하다. 철손 저감의 관점에서, C 함유량은, 바람직하게는 0.120% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.100% 이하이다.

[0119] 상기와 같은 강편에 있어서의 C 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 C 함유량이, 0.010%(100ppm) 이하가 된다. 모재 강판(11)에 있어서의 C 함유량은 0%여도 된다. 단, 실용 강판에 있어서 C 함유량을 0%로 하는 것은, 제조상 곤란하기 때문에, C 함유량은 0% 초과로 해도 된다.

[0120] Si: 3.00 내지 4.00%

[0121] Si(규소)는 강의 전기 저항(비저항)을 높여 철손의 일부를 구성하는 와전류손을 저감하는 데에, 극히 유효한 원소이다. 강편의 Si 함유량이 3.00% 미만인 경우에는, 2차 재결정 어닐링에 있어서 강이 상변태하여, 2차 재결정이 충분히 진행되지 않아, 양호한 자속 밀도와 철손 특성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 강편의 Si 함유량은 3.00% 이상으로 한다. 강편의 Si 함유량은, 바람직하게는 3.10% 이상이고, 보다 바람직하게는 3.20% 이상이다.

[0122] 한편, 강편의 Si 함유량이 4.00%를 초과하는 경우에는, 강판이 취화되어, 제조 공정에서의 통판성이 현저하게 열화된다. 그 때문에, 강편의 Si 함유량은 4.00% 이하로 한다. 강편의 Si 함유량은, 바람직하게는 3.80% 이하이고, 보다 바람직하게는 3.50% 이하이다.

[0123] 상기와 같은 강편에 있어서의 Si 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 감소하는 경우가 있다. 예를 들어, 유리 피막으로서 Si가 소비됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 Si 함유량이 다소 감소해 버리는 경우가 있다. 단, 그 감소량은, 본 실시 형태의 작용 효과를 저해하지 않는 범위 내이고, 강편의 Si 함유량을 상기 범위 내로 함으로써, 본 실시 형태의 효과를 향수할 수 있다. 또한, 상기 Si 함유량의 감소량을 감안하여, 모재 강판(11)의 Si 함유량은, 2.80 내지 3.80%로 해도 된다.

[0124] sol.Al: 0.010 내지 0.050%

[0125] sol.Al(산 가용성 알루미늄)은 방향성 전자 강판에 있어서 2차 재결정을 좌우하는 인히비터라고 불리는 화합물 중, 주요한 인히비터의 구성 원소이고, 본 실시 형태에 관한 모재 강판에 있어서, 2차 재결정 발현의 관점에서 필수적인 원소이다. 강편의 sol.Al 함유량이 0.010% 미만인 경우에는, 인히비터로서 기능하는 AlN이 충분히 생성되지 않아, 2차 재결정이 불충분해져, 철손 특성이 향상되지 않는다. 그 때문에, 강편에 있어서의 sol.Al 함유량은 0.010% 이상으로 한다. sol.Al 함유량은, 바람직하게는 0.020% 이상이다.

[0126] 한편, sol.Al 함유량이 0.050%를 초과하는 경우에는, 강판의 취화가 현저해진다. 그 때문에, 강편의 sol.Al 함유량은 0.050% 이하로 한다. sol.Al 함유량은, 바람직하게는 0.040% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.030% 이하이다.

[0127] 상기와 같은 강편에 있어서의 sol.Al 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 sol.Al 함유량이 0.010%(100ppm) 이하가 된다. 모재 강판(11)에 있어서의 sol.Al 함유량의 하한값은 특별히 한정하지 않기 때문에, 0%여도 된다.

[0128] Mn: 0.01 내지 0.50%

[0129] Mn(망간)은 주요한 인히비터 중 하나인 MnS를 형성하는, 중요한 원소이다. 강편의 Mn 함유량이 0.01% 미만인 경우에는, 2차 재결정을 발생시키는 데에 필요한 MnS의 절대량이 부족하다. 그 때문에, 강편의 Mn 함유량은, 0.01% 이상으로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 0.03% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.06% 이상이다.

[0130] 한편, 강편의 Mn 함유량이 0.50%를 초과하는 경우에는, 2차 재결정 어닐링에 있어서 강이 상변태하여, 2차 재결정이 충분히 진행되지 않아, 양호한 자속 밀도와 철손 특성이 얻어지지 않는다. 그 때문에, 강편의 Mn 함유량은, 0.50% 이하로 한다. Mn 함유량은, 바람직하게는 0.20% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.10% 이하이다.

[0131] 상기와 같은 강편에 있어서의 Mn 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 감소하는 경우가 있다. 예를 들어, 유리 피막 내에 Mn이 흡수됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 Mn 함유량이 다소 감소해 버리는 경우가 있다. 단, 그 감소량은, 본 실시 형태의 작용 효과를 저해하지 않는 범위 내이고, 강편의 Mn 함유량을 상기 범위 내로 함으로써, 본 실시 형태의 효과를 향수할 수 있다. 또한, 상기 Mn 함유량의 감소량을 감안하여, 모재 강판(11)의 Mn 함유량은, 0 내지 0.40%로 해도 된다.

[0132] N: 0.001 내지 0.020%

[0133] N(질소)은 상기의 산 가용성 Al과 반응하여, 인히비터로서 기능하는 AlN을 형성하는 원소이다. Al과 결합하여, 인히비터로서 기능하는 AlN을 형성하기 위해, 강편의 N 함유량은 0.001% 이상으로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.004% 이상, 보다 바람직하게는 0.006% 이상이다.

[0134] 한편, 강편의 N 함유량이 0.020%를 초과하는 경우에는, 냉간 압연 시, 강판 중에 블리스터(공공)가 발생하는 동시에, 강도가 상승하여, 제조 시의 통판성이 악화된다. 그 때문에, 강편의 N 함유량을 0.020% 이하로 한다. N 함유량은, 바람직하게는 0.015% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.010% 이하이다.

[0135] 상기와 같은 강편에 있어서의 N 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 N 함유량이, 0.010%(100ppm) 이하가 된다. 모재 강판(11)에 있어서의 N 함유량의 하한값은 특별히 한정하지 않기 때문에, 0%여도 된다.

[0136] S+Se: 0.0010 내지 0.0400%

[0137] S(황) 및 Se(셀레늄)는 상기 Mn과 반응함으로써, 인히비터인 MnS 또는 MnSe를 형성하는 중요한 원소이다. 강편의 S 함유량과 Se 함유량의 합계가 0.0010% 미만인 경우에는, 충분한 인히비터 효과를 얻을 수 없다. 그 때문에, 강편에 있어서의 S 함유량과 Se 함유량의 합계를 0.0010% 이상으로 한다. S 함유량과 Se 함유량의 합계는, 바람직하게는 0.0100% 이상이고, 보다 바람직하게는 0.0150% 이상이다.

[0138] 한편, 강편의 S 함유량과 Se 함유량의 합계가 0.0400%를 초과하는 경우에는, 열간 취성의 원인이 되어, 열간 압연이 현저하게 곤란해진다. 그 때문에, 강편의 S 함유량과 Se 함유량의 합계는 0.0400% 이하로 한다. S 함유량과 Se 함유량의 합계는, 바람직하게는 0.0300% 이하이다.

[0139] 또한, 상기와 같은 강편에 있어서의 S 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 감소하는 경우가 있고, 그 경우, 모재 강판(11)에 있어서의 S 함유량이, 0.0100%(100ppm) 이하가 되는 경우가 있다. 모재 강판(11)에 있어서의 S 함유량과 Se 함유량의 합계의 하한값은, 특별히 한정되지 않고 0.0005%여도 된다. 모재 강판(11)에 있어서의 S 함유량과 Se 함유량의 합계의 하한은 0%를 포함할 수 있다. 또한, 0.0005% 미만의 S 혹은 Se의 동정에는 세심한 주의를 기울일 필요가 있다. S 함유량 또는 Se 함유량이 분석 장치의 검출 하한을 하회하는 경우, S 함유량과 Se 함유량의 합계가 0%로 간주되는 경우도 있다. 실용 강판에 있어서, 실질적인 S 함유량과 Se 함유량의 합계의 하한값은, 0.0005%이다.

[0140] P: 0.005 내지 0.100%

[0141] P(인)는 2차 재결정에 있어서 바람직한 텍스처를 얻는 것에 기여하여, 자기 특성을 개선하는 효과를 갖는 원소이다. 그 때문에, 강편의 P 함유량을 0.005% 이상으로 한다. 바람직하게는, 0.010% 이상으로 한다.

[0142] 한편, P는, 압연에 있어서의 가공성을 저하시키는 원소이다. P 함유량이 0.100%를 초과하는 경우에는, 압연 가공성이 저하되어, 제조 시에 강판의 파단을 초래할 우려가 있다. 그 때문에, P 함유량은 0.100% 이하로 한다. P 함유량은, 0.070% 이하로 하는 것이 바람직하고, 0.030% 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0143] 잔부: Fe 및 불순물

[0144] 본 실시 형태에 관한 강편 및 모재 강판(11)의 화학 조성은, 상술한 원소(기본 원소)를 함유하고, 잔부는, Fe 및 불순물인 것을 기본으로 한다. 그러나, 자기 특성 등을 높이는 것을 목적으로 하여, 또한 Sn, Cu, Cr, Sb, Mo, Ni, Nb, B, Ti 및 Bi로 이루어지는 군에서 선택되는 1종 이상(임의 원소)을 이하에 나타내는 범위로 함유해도 된다. Sn, Cu, Cr, Sb, Mo, Ni, Nb, B, Ti 및 Bi는, 본 실시 형태에 관한 강편 및 모재 강판(11)에 있어서, 임의 원소이기 때문에, 그 함유량의 하한값은, 0%가 된다.

[0145] Sn: 0 내지 0.50%,

[0146] Sn(주석)은 자기 특성 개선 효과를 갖는 원소이다. 그 때문에, 함유시켜도 된다. Sn을 함유시키는 경우에는, 자기 특성 개선 효과를 양호하게 발휘하기 위해, Sn 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. 자기 특성과 피막 밀착성의 양립을 고려하면, Sn 함유량은, 보다 바람직하게는 0.03% 이상이다.

[0147] 한편, Sn 함유량이 0.50%를 초과하면, 유리 피막의 밀착성이 현저하게 열화된다. 따라서, 함유시키는 경우, Sn 함유량을 0.50% 이하로 한다. Sn 함유량은, 바람직하게는 0.40% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.30% 이하이다.

[0148] Cu: 0 내지 0.50%

[0149] Cu(구리)는 2차 재결정의 조직에 있어서의 Goss 방위 점유율의 증가에 기여함과 함께, 유리 피막 밀착성의 향상에 기여하는 원소이다. 상기 효과를 얻는 경우, Cu 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Cu 함유량은, 보다 바람직하게는 0.05% 이상이다.

[0150] 한편, Cu 함유량이 0.50%를 초과하는 경우에는, 열간 압연 중에 강판이 취화한다. 그 때문에, 함유시키는 경우, 강편의 Cu 함유량을 0.50% 이하로 한다. Cu 함유량은, 바람직하게는 0.40% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.30% 이하이다.

[0151] Cr: 0 내지 0.50%

[0152] Cr(크롬)은 Sn 및 Cu와 마찬가지로, 2차 재결정 조직에 있어서의 Goss 방위 점유율의 증가에 기여하여 자기 특성을 향상시킴과 함께, 유리 피막 밀착성의 향상에 기여하는 원소이다. 상기 효과를 얻기 위해서는, Cr 함유량을, 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Cr 함유량은, 보다 바람직하게는 0.03% 이상이다.

[0153] 한편, Cr 함유량이 0.50%를 초과하는 경우에는, Cr 산화물이 형성되어, 자기 특성이 저하된다. 그 때문에, 함유시키는 경우, Cr 함유량은, 0.50% 이하로 한다. Cr 함유량은, 바람직하게는 0.40% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.30% 이하이다.

[0154] Sb: 0 내지 0.20%

[0155] Sb(안티몬)는 자기 특성 개선 효과를 갖는 원소이다. 그 때문에, 함유시켜도 된다. Sb를 함유시키는 경우에는, 자기 특성 개선 효과를 양호하게 발휘하기 위해, 그 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0156] 한편, Sb 함유량이 0.20%를 초과하면, 유리 피막이 현저하게 열화된다. 따라서, 함유시키는 경우, Sb 함유량의 상한을 0.20%로 한다. Sb 함유량은, 바람직하게는 0.15% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.10% 이하이다.

[0157] Mo: 0 내지 0.10%

[0158] Mo(몰리브덴)는 자기 특성 개선 효과를 갖는 원소이다. 그 때문에, 함유시켜도 된다. Mo를 함유시키는 경우에는, 자기 특성 개선 효과를 양호하게 발휘하기 위해, Mo 함유량을 0.01% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0159] 한편, Mo 함유량이 0.10%를 초과하면, 냉간 압연성이 열화되어, 파단에 이를 가능성이 있다. 따라서, 함유시키는 경우, Mo 함유량을 0.10% 이하로 한다. Mo 함유량은, 바람직하게는 0.05% 이하이고, 보다 바람직하게는 0.03% 이하이다.

[0160] Ni: 0 내지 0.20%

[0161] Ni(니켈)는 냉간 압연 시에 발생하는 결정 방위 회전에 영향을 미치고, 2차 재결정에 있어서 바람직한 텍스처를 얻기 위한 유효한 원소이다. 또한, 비저항을 높여 철손을 저감시키는 데에 유효한 원소이기도 하다. 그 때문에, 함유시켜도 된다. Ni를 함유시키는 경우에는, 이들 효과를 얻기 위해, Ni 함유량을 0.01% 이상으로 하는

것이 바람직하다.

[0162] 한편, Ni 함유량이 0.20%를 초과하는 경우에는, 2차 재결정이 불안정해지는 경우가 있다. 그 때문에, 함유시키는 경우, Ni 함유량은 0.20% 이하로 한다. Ni 함유량은, 바람직하게는 0.15% 이하, 보다 바람직하게는 0.10% 이하이다.

[0163] Nb: 0 내지 0.0200%

[0164] Nb(니오븀)은 인히비터의 작용을 강화하여, 2차 재결정을 안정적으로 얻을 수 있기 때문에 유효한 원소이다. 그 때문에, 함유시켜도 된다. Nb를 함유시키는 경우에는, 2차 재결정을 안정적으로 얻기 위해, Nb 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하다. Nb 함유량은, 보다 바람직하게는, 0.0010% 이상이다.

[0165] 한편, Nb 함유량이 0.0200%를 초과하는 경우에는, 2차 재결정이 불안정해지는 경우가 있다. 그 때문에, 함유시키는 경우, Nb 함유량은 0.0200% 이하로 한다. Nb 함유량은, 바람직하게는 0.0100% 이하, 보다 바람직하게는 0.0050% 이하이다.

[0166] B: 0 내지 0.0200%

[0167] B(붕소)는 인히비터의 작용을 강화하여, 2차 재결정을 안정적으로 얻을 수 있기 때문에 유효한 원소이다. 그 때문에, 함유시켜도 된다. B를 함유시키는 경우에는, 2차 재결정을 안정적으로 얻기 위해, B 함유량을 0.0005% 이상으로 하는 것이 바람직하다. B 함유량은, 보다 바람직하게는, 0.0010% 이상이다.

[0168] 한편, B의 함유량이 0.0200%를 초과하는 경우에는, 2차 재결정이 불안정해지는 경우가 있다. 그 때문에, 함유시키는 경우, B 함유량은 0.0200% 이하로 한다. B 함유량은, 바람직하게는 0.0100% 이하, 보다 바람직하게는 0.0050% 이하이다.

[0169] Ti: 0 내지 0.0200%

[0170] Ti(티타늄)는 Goss 방위의 집적도를 높여, 자성을 개선하는 원소이다. 원인은 명백하지 않으나, N과 결합함으로써 TiN을 형성하여, 인히비터로서 기능할 가능성이 있다. Ti를 함유시키는 경우에는, Ti 함유량을 0.0005% 이상, 바람직하게는 0.0010% 이상으로 한다.

[0171] 한편, Ti의 함유량이 0.0200%를 초과하는 경우에는, TiN이 과잉으로 석출되어, 철손이 열화된다. 그 때문에, Ti 함유량은 0.0200% 이하로 한다. 바람직하게는 0.0100% 이하, 보다 바람직하게는 0.0050% 이하로 한다.

[0172] Bi: 0 내지 0.0200%

[0173] Bi(비스무트)는 Goss 방위의 집적도를 높여, 자성을 개선하는 원소이다. Bi를 함유시키는 경우에는, Bi 함유량을 0.0010% 이상, 바람직하게는 0.0020% 이상으로 한다.

[0174] 한편, Bi가 0.0200%를 초과하는 경우에는, 피막 밀착성이 열화된다. 그 때문에, Bi 함유량은 0.0200% 이하로 한다. 바람직하게는 0.0100% 이하로 한다.

[0175] 또한, 상기와 같은 강편에 있어서의 Bi 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 Bi 함유량이, 0.0100%(100ppm) 이하가 된다. 모재 강판(11)에 있어서의 Bi 함유량의 하한값은 특별히 한정하지 않기 때문에, 0%로 해도 된다. 0% 초과로 해도 된다.

[0176] 여기서, 상기와 같은 강편에 있어서의 Cr, B, Ti의 각 함유량은, 이하에서 상세하게 설명하는 공정을 거쳐 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판(10)이 됨으로써, 감소하는 경우가 있다. 예를 들어, 유리 피막 내에 Cr이 흡수되는, 혹은 BN, TiN 등의 개재물이 형성됨으로써, 모재 강판(11)에 있어서의 이들 원소의 각 함유량이 다소 감소해 버리는 경우가 있다. 단, 그 감소량은 모두, 본 실시 형태의 작용 효과에 영향을 미치지 않는 정도의 범위이다.

[0177] 또한, 모재 강판(11) 중의 화학 성분의 총량을 방향성 전자 강판(10)으로부터 얻기 위해서는, ICP-AES(Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)를 사용하여 측정하면 된다. 구체적으로는, 먼저 방향성 전자 강판(10)에 대하여 알칼리액에 의한 세정 처리를 실시하여 장력 부여성 절연 피막(15)을 제거하고, 또한 산세에 의해 유리 피막(13)을 제거하고, 그 후 ICP-AES를 사용하여 측정한다. 그 때, C 및 S는 연소-적외선 흡수법을 사용하고, N은 불활성 가스 융해-열전도도법을 사용하고, O는 불활성 가스 융해-비분산형 적외선 흡수법을 사용하여 측정하면 된다.

[0178] 장력 부여성 절연 피막의 제거 방법으로서는, 피막을 갖는 방향성 전자 강판을, 고온의 알칼리 용액에 침지하는 방법을 적용하면 된다. 구체적으로는, 80 내지 90℃의 수산화나트륨 수용액(NaOH: 30 내지 50질량%+H_2O: 50 내지 70질량%)에, 피막을 갖는 방향성 전자 강판을 5분 내지 10분간, 침지한 후에, 수세하여 건조시킨다. 이에 의해, 방향성 전자 강판으로부터 장력 부여성 절연 피막을 제거할 수 있다. 수산화나트륨 수용액에 침지하는 시간은, 장력 부여성 절연 피막의 두께에 따라서, 적절히 변경하면 된다.

[0179] 또한, 유리 피막의 제거 방법으로서는, 장력 부여성 절연 피막을 제거한 상태의 방향성 전자 강판을, 80 내지 90℃의 염산(농도 30 내지 40%)에, 1분 내지 5분, 침지한 후에, 수세하여 건조시킨다. 이에 의해, 방향성 전자 강판으로부터 유리 피막을 제거할 수 있다.

[0180] 이와 같이, 장력 부여성 절연 피막의 제거에는 알칼리 용액, 유리 피막의 제거에는 염산을 사용한다고 하는 것과 같이 구분지어 사용하여 제거하면 된다. 장력 부여성 절연 피막 및 유리 피막을 제거함으로써, 모재 강판을 현출시킬 수 있어, 모재 강판의 화학 조성을 측정하는 것이 가능해진다.

[0181] 또한, 슬래브(강편)의 강 성분은, 주조 전의 용강으로부터 샘플을 채취하여 조성 분석하거나, 주조 후의 슬래브로부터 표면 산화막 등을 제거하여 조성 분석하면 된다.

[0182] 본 실시 형태에 관한 강편 및 모재 강판(11)의 화학 성분의, 상술한 원소(기본 원소, 임의 원소) 이외의 잔부는, Fe 및 불순물인 것을 기본으로 한다. 여기서, 「불순물」이란, 첨가의 의도에 관계없이, 강편 및 모재 강판(11) 중에 존재하는 것이다. 즉, 모재 강판을 공업적으로 제조할 때에, 원료로서의 광석, 스크랩, 또는 제조 환경 등으로부터 혼입되는 것이고, 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 작용에 악영향을 미치지 않는 함유량으로 함유하는 것이 허용되는 원소를 의미한다.

[0183] (집합 조직)

[0184] 본 실시 형태의 모재 강판(11)은, {110}<001> 방위(Goss 방위)로 집적한 2차 재결정 집합 조직을 갖는다. 또한, 모재 강판(11)에 있어서, 압연면 법선 방향 ND를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 α(°)로 정의하고, 압연 직각 방향 TD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 β(°)로 정의, 압연 방향 RD를 회전축으로 하는 이상 Goss 방위로부터의 평균 분산각을 γ(°)로 정의할 때, 상기 α, 상기 β, 상기 γ가, 하기 식 (1)을 충족시킨다. 상기 β는, 바람직하게는 하기 식 (2)를 충족시킨다.

[0185] $0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq < |\gamma| \leq 10.0$ ···(1)

[0186] $0.0 \leq |\beta| \leq 2.0$ ···(2)

[0187] 본 실시 형태에서는, 「실제의 결정의 {110}<001> 방위」와 「이상적인 {110}<001> 방위」라는 2개의 {110}<001> 방위를 구별한다. 이 이유는, 본 실시 형태에서는, 실용 강판의 결정 방위를 표시할 때의 {110}<001> 방위와, 학술적인 결정 방위로서의 {110}<001> 방위를 구별하여 취급할 필요가 있기 때문이다.

[0188] 일반적으로 재결정된 실용 강판의 결정 방위 측정에서는, ±2.5° 정도의 각도차는 엄밀하게 구별하지 않고 결정 방위를 규정한다. 종래의 방향성 전자 강판이라면, 기하학적으로 엄밀한 {110}<001> 방위를 중심으로 하는 ±3.0° 정도의 각도 범위 영역을, 「{110}<001> 방위」로 한다. 그러나, 본 실시 형태에서는, ±3.0° 이하의 각도차도 명확하게 구별할 필요가 있다.

[0189] 이 때문에, 본 실시 형태에서는, 실용적인 의미에서 방향성 전자 강판의 방위를 의미하는 경우에는, 종래대로, 단순히 「{110}<001> 방위(Goss 방위)」라고 기재한다. 한편, 기하학적으로 엄밀한 결정 방위로서의 {110}<001> 방위를 의미하는 경우에는, 종래의 공지 문헌 등에서 사용되는 {110}<001> 방위와의 혼동을 회피하기 위해, 「이상 {110}<001> 방위(이상 Goss 방위)」라고 기재한다.

[0190] 본 실시 형태에 있어서, 방향성 전자 강판의 실제의 결정 방위와 이상 Goss 방위의 어긋남은, 이하의 3개의 각도 α, β, γ(단위: °) 사용하여 정의된다.

[0191] 평균 분산각(어긋남각) α: 압연면 법선 방향(ND) 주위에 있어서의 어긋남각.

[0192] 평균 분산각(어긋남각) β: 압연 직각 방향(TD) 주위에 있어서의 어긋남각.

[0193] 평균 분산각(어긋남각) γ: 압연 방향(RD) 주위에 있어서의 어긋남각.

[0194] 상기의 어긋남각 α, 어긋남각 β, 및 어긋남각 γ의 모식도를, 도 2에 도시한다.

[0195] 도 2에 도시하는 바와 같이, 어긋남각 α란, 압연면 법선 방향 ND에서 보았을 때에 압연면에 사영한 결정의 <001> 방향과 압연 방향 RD가 이루는 각이다. 어긋남각 β는, 압연 직각 방향 TD(판 폭 방향)에서 보았을 때에 L 단면(압연 직각 방향 TD를 법선으로 하는 단면)에 사영한 결정의 <001> 방향과 압연 방향 RD가 이루는 각이다. 어긋남각 γ는, 압연 방향 RD에서 보았을 때에 C 단면(압연 방향 RD를 법선으로 하는 단면)에 사영한 결정의 <110> 방향과 압연면 법선 방향 ND가 이루는 각이다.

[0196] 어긋남각 α, β, γ 중, 어긋남각 α, β는 자기 특성에 영향을 주는 것이 알려져 있다. 그 중에서도 어긋남각 β는, 자기 변형에 영향을 미친다. 자기 변형이란, 자성체가 자장 인가에 의해 형상 변화하는 현상이다. 변압기의 트랜스 등에 사용되는 방향성 전자 강판에서는, 자기 변형이 소음의 원인이 되기 때문에, 자기 변형이 작은 것이 요구되고 있다. 일반적으로, 자기 변형을 작게 하기 위해서는, 어긋남각 β가 작아지도록(구체적으로는, 어긋남각 β의 절댓값 |β|의 최댓값 및 평균값이 작아지도록), 결정 방위가 제어된다. 그러나, 종래의 방향성 전자 강판에서는, 어긋남각 β의 저감에는 한계가 있어, 가일층의 저감이 요망되고 있었다.

[0197] 그래서, 본 발명자들의 검토의 결과, 인히비터에 의한 2차 재결정 안정화의 효과를 안정적으로 확보함과 함께, 탈탄 어닐링 조건 중 승온 공정의 승온 속도를 높임으로써, 어긋남각 β를 종래보다도 대폭으로 저감할 수 있음과 함께, Goss 방위를 충분히 확보할 수 있는 것을 알아냈다.

[0198] 본 실시 형태에서는, 모재 강판의 2차 재결정 집합 조직에 있어서, 상기 식 (1)을 충족시키고, 바람직하게는 상기 식 (2)를 충족시킨다.

[0199] 식 (1)에 있어서 어긋남각 γ가 10.0°을 초과하는 경우, 자기 특성이 열화될 우려가 있다. 또한, 어긋남각 α, β는, 어긋남각 γ보다도 자기 특성에 크게 영향을 미친다. 그 때문에, 어긋남각 α, β는, 어긋남각 γ보다도 작게 한다. 단, 어긋남각 γ는 소음 특성에는 영향을 미치기 때문에, 과도하게 크게 하는 것이 바람직하지 않다. 그 때문에, 식 (1)에 있어서 어긋남각 γ는 10.0° 이하로 한다. 또한, 어긋남각 γ를 4.0° 미만으로 제어하고자 하면, 어긋남각 β가 2.5°을 초과할 우려가 있다. 어긋남각 β가 2.5°를 초과하면, 소음 특성이 열화될 우려가 있다. 그 때문에, 어긋남각 γ의 하한을 4.0° 이상으로 한다. 또한 어긋남각 α 및 β를 4.0° 미만으로 제어함으로써, 압연 방향에 대한 자속 밀도가 개선되어, 양호한 자기 특성이 얻어진다. 자기 특성의 향상의 관점에서, 어긋남각 α 및 β는 3.5° 미만인 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 3.0 미만이다. 단 어긋남각 α를 2.5° 이하로 제어하고자 하면, 어긋남각 β가 2.5° 이상이 되어 버린다. 이 원인은 불분명하지만, 어긋남각 α를 저감할 수 있는 1차 재결정 집합 조직과 어긋남각 β를 저감할 수 있는 1차 재결정 집합 조직은, 서로 트레이드오프의 관계가 있기 때문이라고 추정된다. 어긋남각 β가 2.5° 이상이 되면, 소음 특성이 악화될 우려가 있다. 그 때문에, 어긋남각 α의 하한은 2.5° 초과로 하고, 어긋남각 β의 상한을 2.5° 미만으로 한다. 이상에 의해, 자기 특성 및 소음 특성의 양립의 관점에서, 본 실시 형태에서는 어긋남각 α, β 및 γ가 하기의 관계를 충족시키는 것이 유효하다.

[0200] $0.0 \leq |\beta| < 2.5 < |\alpha| < 4.0 \leq |\gamma| \leq 10.0 \cdots (1)$

[0201] 또한, 상기 식 (2)에 있어서, 어긋남각 β가 2.0°을 초과하면, 소음 특성이 열화될 우려가 있다. 따라서, 어긋남각 β는 2.0° 이하로 하는 것이 바람직하고, 1.8° 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 어긋남각 β는 작을수록 바람직하기 때문에 그 하한값은 한정되지 않는다. 어긋남각 β는 0°여도 상관없다.

[0202] 방향성 전자 강판의 결정 방위는, 예를 들어 라우에 회절 장치(RIGAKU RASCO-L II V)를 사용하여 실험적으로 얻을 수 있다. 예를 들어, 폭 방향으로 60㎜×길이 방향으로 300㎜의 방향성 전자 강판에 X선을, 길이 방향으로 5㎜, 폭 방향으로 5㎜ 간격으로 조사하여 라우에 회절 스폿을 얻는다. 그리고 얻어진 라우에 회절 스폿을 PC상의 해석 소프트웨어로 피팅함으로써, 오일러각 φ1, Φ, φ2가 얻어진다. 예를 들어 Goss 방위의 오일러각은 Bunge 표기로 φ1=0°, Φ=45°, φ2=0° 혹은 φ1=90°, Φ=90°, φ2=45°로 부여되기 때문에, 실험에서 얻어진 방위 각도와, Goss 방위의 각도를 비교함으로써, 어긋남각 α, β, γ가 얻어진다.

[0203] [방향성 전자 강판의 제조 방법]

[0204] 다음으로, 본 발명의 일 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판 및 그 제조 방법(본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법)에 대해서, 도 3을 참조하면서 설명한다. 도 3은 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법의 흐름의 일례를 나타낸 흐름도이다.

[0205] 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법은,

[0206] (I) 소정의 화학 조성을 갖는 강편을 가열하는 가열 공정과,

[0207] (II) 상기 가열 공정 후의 상기 강편을 열간 압연하여 열연 강판을 얻는 열간 압연 공정(스텝 S101)과,

[0208] (III) 상기 열연 강판을 어닐링하여, 열연 어닐링 강판을 얻는 열연판 어닐링 공정(스텝 S103)과,

[0209] (IV) 상기 열연 어닐링 강판에 대하여 냉간 압연을 실시하여 냉연 강판을 얻는 냉간 압연 공정(스텝 S105)과,

[0210] (V) 상기 냉연 강판에 대하여 탈탄 어닐링을 실시하여, 탈탄 어닐링 강판을 얻는 탈탄 어닐링 공정(스텝 S107)과,

[0211] (VI) 상기 탈탄 어닐링 강판에 대하여 어닐링 분리제를 도포한 후에, 마무리 어닐링을 행하여 마무리 어닐링 강판을 얻는 마무리 어닐링 공정(스텝 S109)과,

[0212] (VII) 상기 마무리 어닐링 강판의 표면에 절연 피막을 형성하는 절연 피막 형성 공정(스텝 S111)

[0213] 을 포함한다.

[0214] 이하, 각 공정의 바람직한 조건에 대하여 설명한다. 설명하지 않는 조건에 대해서는 공지된 조건을 적용할 수 있다.

[0215] (가열 공정)

[0216] 가열 공정에서는, 열간 압연에 앞서, 상기 화학 조성을 갖는 슬래브 등의 강편을 가열한다. 강편의 가열 온도는, 특별히 한정하지 않지만 1100 내지 1450℃의 범위 내로 하는 것이 바람직하다. 가열 온도는, 보다 바람직하게는 1300 내지 1400℃이다.

[0217] (열간 압연 공정: S101)

[0218] 열간 압연 공정(스텝 S101)에서는, 가열 공정 후의 강편을 열간 압연하여 열연 강판을 얻는다. 열간 압연 조건에 대해서는, 특별히 한정되지 않고, 요구되는 특성에 기초하여 적절히 설정하면 된다. 열간 압연에 의해 가공된 열연 강판의 판 두께는, 예를 들어 2.0㎜ 이상 3.0㎜ 이하의 범위 내인 것이 바람직하다.

[0219] (열연판 어닐링 공정: S103)

[0220] 열연판 어닐링 공정은, 열간 압연 공정을 거쳐 제조된 열연 강판을 어닐링하여, 열연 어닐링 강판으로 하는 공정이다. 이러한 어닐링 처리를 실시함으로써, 강판 조직에 재결정이 발생하여, 양호한 자기 특성을 실현하는 것이 가능해진다.

[0221] 본 실시 형태의 열연판 어닐링 공정에서는, 공지된 방법에 따라서, 열간 압연 공정을 거쳐 제조된 열연 강판을 어닐링하면 된다. 어닐링 시에 열연 강판을 가열하는 수단에 대해서는, 특별히 한정되는 것은 아니며, 공지된 가열 방식을 채용하는 것이 가능하다. 또한, 어닐링 조건에 대해서도, 특별히 한정되는 것은 아니지만, 예를 들어 열연 강판에 대하여 900 내지 1200℃의 온도역에서 10초 내지 5분간의 어닐링을 행할 수 있다.

[0222] (냉간 압연 공정: S105)

[0223] 냉간 압연 공정(스텝 S105)에서는, 열연 어닐링 강판에 대하여, 적어도 1회 이상의 패스를 포함하는 냉간 압연을 실시하여, 냉연 강판을 얻는다. 냉간 압연은, 각 압연 패스 사이에 1회 이상의 중간 어닐링을 포함하지 않아도 된다. 냉연 공정의 최종 패스보다 전에, 냉연을 중단하고 적어도 1회 이상의 중간 어닐링을 실시하여, 중간 어닐링을 사이에 두는 복수회의 냉간 압연을 실시해도 된다.

[0224] 중간 어닐링을 행하는 경우, 1000 내지 1200℃의 온도로 5 내지 180초간 유지하는 것이 바람직하다. 어닐링 분위기는 특별히 한정되지 않는다. 중간 어닐링의 횟수는 제조 비용을 고려하면 3회 이내가 바람직하다.

[0225] 또한, 냉간 압연 공정에서는, 압하를 행하기 전에, 열연 강판의 표면에 대하여 공지된 조건으로 산세를 실시해도 된다.

[0226] 냉간 압연 조건은, 한정되지 않지만, 예를 들어 최종 압하율은, 80% 이상 95% 이하의 범위 내로 할 수 있다. 최종 압하율이 80% 미만인 경우에는, {110}<001> 방위가 압연 방향으로 높은 집적도를 갖는 Goss 핵을 얻을 수 없을 가능성이 높아져, 바람직하지 않다.

[0227] 한편, 최종 압하율이 95%를 초과하는 경우에는, 후단의 마무리 어닐링 공정에서, 2차 재결정이 불안정해질 가능성이 높아지기 때문에, 바람직하지 않다. 최종 압하율을 상기 범위 내로 함으로써, {110}<001> 방위가 압연 방향으로 높은 집적도를 갖는 Goss 핵을 얻음과 함께, 2차 재결정의 불안정화를 억제할 수 있다.

[0228] 최종 압하율이란, 냉간 압연의 누적 압하율이고, 중간 어닐링을 행하는 경우에는, 최종 중간 어닐링 후의 냉간 압연의 누적 압하율이다.

[0229] 여기서, 냉간 압연이 실시된 냉연 강판의 판 두께(냉연 후의 판 두께)는, 통상, 최종적으로 제조되는 방향성 전자 강판의 판 두께(장력 부여성 절연 피막의 두께를 포함한 제품 판 두께)와 다르다. 방향성 전자 강판의 제품 판 두께에 대해서는, 앞서 언급한 바와 같다.

[0230] (탈탄 어닐링 공정: S107)

[0231] 탈탄 어닐링 공정(스텝 S107)은, 냉연 강판에 대하여 탈탄 어닐링을 실시하여, 탈탄 어닐링 강판을 얻는 공정이고 본 실시 형태에서는, 텍스처 및 인히비터의 양쪽을 적절하게 제어하여 평균 분산각 β를 저감하기 위해 중요한 공정이다.

[0232] 탈탄 어닐링 공정에서는, 냉연 강판을 1차 재결정시킴과 함께, 자기 특성에 악영향을 미치는 C(탄소)을 강판으로부터 제거한다. 또한, 탈탄 어닐링 공정에서는, 이어지는 마무리 어닐링 공정에서의 안정적인 2차 재결정을 촉진시키기 위해, Goss핵을 증가시킴과 함께, 어닐링에 의해 형성되는 SiO_2를 후막화 또한 치밀화시킨다. 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법에서는, 이러한 탈탄 어닐링 공정에서, 소정의 열처리 조건에 의거하여 어닐링 처리를 실시함으로써, 이어지는 마무리 어닐링 공정에서 2차 재결정 조직을 정교하고 치밀하게 제어할 수 있다.

[0233] 본 실시 형태에 관한 탈탄 어닐링 공정은, 원하는 2차 재결정 조직을 얻기 위해, 승온 공정(스텝 S131)과, 균열 공정(스텝 S133)이라고 하는, 2개의 공정을 포함한다.

[0234] 승온 공정(스텝 S131)은 냉간 압연 공정에서 얻어진 냉연 강판을, 실온으로부터 850℃ 이상 950℃ 이하의 범위 내의 온도(최고 가열 온도) T1(℃)까지, 소정의 승온 속도로 승온하는 공정이다. 또한, 균열 공정(스텝 S131)은, 소정의 승온 속도로 승온된 냉연 강판을, 소정의 온도까지 냉각하여, 소정의 온도역에서 소정 시간 유지함으로써 어닐링하는 공정이다.

[0235] <승온 공정>

[0236] 본 실시 형태에 관한 승온 공정은, 2차 재결정립의 집합 조직을 정교하고 치밀하게 제어하기 위한 중요한 공정이다.

[0237] 얇은 부재에서는, 판 두께를 얇게 하기 위해, 냉간 압연에 있어서의 압하율(냉연율)이 높아지지만, 냉연율이 증가하면, Goss 방위가 감소하여 2차 재결정이 불안정화한다. 이에 대하여, 본 실시 형태에서는, 탈탄 어닐링 공정의 승온 공정에서, 550 내지 800℃의 온도역의 평균 승온 속도를 400℃/초 이상으로 하여, Goss 방위를 증가시킨다. 또한, 550 내지 800℃의 온도역은, 재결정, 즉 전이의 거동에 영향을 미친다. 승온 공정에서는, 조직의 회복을 거쳐 최고 도달 온도에서 재결정이 완료된다. 후공정인 마무리 어닐링 공정(2차 재결정 어닐링 공정)에 가장 영향을 미치는 것은 이 회복과 재결정이고, 본 실시 형태에서는, 550 내지 800℃의 온도역의 평균 승온 속도를 400℃/초 이상으로 함으로써 기하학적으로 엄밀한 {110}<001>을 갖는 Goss 방위의 핵을 증가시킬 수 있다. 한편, 이 온도역에서의 평균 승온 속도가 400℃/초 미만이면, 기하학적으로 엄밀한 {110}<001>을 갖는 Goss 방위의 핵을 충분히 증가시킬 수 없다.

[0238] 550 내지 800℃의 온도역의 평균 승온 속도의 상한은, 특성의 점에서는 한정할 필요는 없지만, 당해 평균 승온 속도를 과도하게 상승시키는 것은, 사용하는 설비 및 장치에의 부하의 관점에서 바람직하지 않다. 따라서, 550 내지 800℃의 온도역의 평균 승온 속도를 3000℃/초 이하로 한다.

[0239] 상술한 바와 같이, 평균 승온 속도를 제어하는 온도역을 550 내지 800℃로 하는 것은, 이 온도역이, Goss 방위의 부화 및 회복에 있어서 중요한 온도역이기 때문이다. 이 온도역은, 본 발명자들이 각 온도에서의 체류 시간이 Goss 방위의 존재 빈도 및 회복에 미치는 영향을 조사하여 발견한 범위이다.

[0240] 즉, 본 발명자들이, 각 온도에서의 체류 시간이 Goss 방위의 존재 빈도 및 회복에 미치는 영향을 조사한 결과, 550 내지 800℃의 온도역의 체류에 의해, 1차 재결정 집합 조직에 있어서의 Goss 방위 빈도가 감소해 버리는 것을 알아냈다. 환언하면, 550 내지 800℃의 온도역의 승온 속도를 높임으로써, Goss 방위의 존재 빈도를 높일 수 있다. Goss 방위의 존재 빈도를 높일 수 있으면, 마무리 어닐링 공정에 있어서, Goss 방위의 조대화 확률을 높일 수 있기 때문에, 나아가서는 자기 특성을 높이는 것에 연결된다.

[0241] 또한, 본 실시 형태의 승온 공정에 있어서는, 800 내지 850℃의 온도역의 평균 승온 속도를 100℃/초 이상으로

함으로써 강판 표층에 형성되는 SiO_2를 후막화 또한 치밀화시킬 수 있는 것을 알아냈다.

[0242] 이하, SiO_2의 생성 형태와 2차 재결정 안정화의 관계에 대하여 설명한다.

[0243] 얇은 부재에서는, 표면적의 비율이 많기 때문에, 인히비터의 분해 속도가 빨라, 2차 재결정이 불안정화한다. 인히비터의 분해 트리거는, 1차 피막인 Mg_2SiO_4와 AlN의 상호 작용이다. 인히비터의 분해를 억제하기 위해서는, 1차 피막의 형성 속도를 저하시키는, 즉 1차 피막의 생성 온도를 높이는 것이 유효하다. 또한, 1차 피막의 형성 속도는, 탈탄 어닐링 강판에 있어서의 SiO_2의 존재량에 영향을 받는다.

[0244] 또한, 본 발명자들이 보다 상세하게 검토를 행한 결과, 1차 피막의 생성 온도의 고온화는, 탈탄 어닐링 공정 중 승온 공정에서 형성되는 SiO_2를 후막화 또한 치밀화시킴으로써 달성할 수 있는 것을 알아냈다. SiO_2의 후막화 및 치밀화에 의해 1차 피막의 생성 온도를 고온화할 수 있는 메커니즘은 불분명하지만, 후막화 또한 치밀화된 SiO_2는, SiO_2 중에 있어서의 Mg 이온의 이동 용이도가 저하되기 때문이라고 생각된다.

[0245] 승온 공정에서 형성되는 SiO_2의 형태는, 강판 표면에 형성되는 「외부 산화막」, 강판 표층에 형성되는 「내부 산화막」으로 크게 구별되고, 「내부 산화막」은 또한 「구상 산화물」과 「라멜라 산화막」으로 나뉜다. 본 발명자들은, 이 중에서도 특히 「외부 산화막」에 착안하여, 승온 공정에 있어서 외부 산화막을 후막 또한 치밀하게 형성시킴으로써, 이어지는 마무리 어닐링 공정에서, 1차 피막의 형성 속도를 저하시킬(즉 1차 피막의 생성 온도를 높일) 수 있어, 인히비터의 안정화(분해 속도의 저하)를 실현할 수 있는 것을 알아냈다. 인히비터의 분해가 억제되어 안정화를 도모할 수 있는 메커니즘은 불분명하지만, 후막 또한 치밀하게 형성된 SiO_2의 외부 산화막에 의해, Mg의 강판 내부에의 침입이 억제되어, 1차 피막(유리 피막)의 생성이 지연될 가능성이 생각된다. Mg_2SiO_4의 생성 자체가 지연됨으로써, Mg_2SiO_4와 AlN의 반응(즉 AlN의 분해 반응)도 지연되고 있기 때문은 아닐까 생각된다. AlN의 분해 반응이 고온화하는 것은, Goss 방위의 입성장 속도의 확보에 연결되기 때문에, 자기 특성으로서는 바람직한 방향이다.

[0246] 또한, 본 실시 형태의 승온 공정으로는, 냉연 강판을 850℃ 이상 950℃ 이하의 범위 내의 온도(최고 가열 온도) T1(℃)까지 승온한다. 최고 가열 온도 T1은, 계속되는 균열 공정에서 내부 산화를 억제함에 있어서 유효한 요소이다. 승온 공정에서 냉연 강판을 충분히 외부 산화시켜 외부 산화막에 의해 강판 표면을 충분히 피복시키기 위해서는, 최고 가열 온도 T1을 850℃ 이상으로 한다. 이에 의해, 균열 공정에서의 내부 산화의 억제(구상 산화물 및 라멜라 산화막의 생성 억제)를 도모할 수 있다. 바람직하게는, 최고 가열 온도 T1은 870℃ 이상, 보다 바람직하게는 900℃ 이상이다. 한편, 과도하게 최고 가열 온도 T1을 높이는 것은 설비의 과도한 부담을 초래하므로, 최고 가열 온도 T1은 950℃ 이하로 한다.

[0247] 승온 공정에서, 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도를 100℃/초 이상으로 함으로써, 상기한 바와 같이, 강판 표면에 형성되는 SiO_2의 외부 산화막을 후막 또한 치밀하게 형성시킬 수 있다. 한편, 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도가 100℃/초 미만인 경우, SiO_2의 외부 산화막의 두께가 불충분해지는 것 외에, SiO_2 이외의 산화막(예를 들어, Fe_2SiO_4 등)을 허용해 버린다. SiO_2 이외의 산화막은, 마무리 어닐링 공정 시에 있어서, 인히비터의 분해를 촉진해 버릴 우려가 있다. 이 원인은 명백하지 않으나, Fe_2SiO_4 등의 산화막은 SiO_2에 비하여, AlN과의 친화성이 높을 가능성을 들 수 있다. 따라서, 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도를 100℃/초 이상으로 하고, 바람직하게는 200℃/초 이상, 보다 바람직하게는 400℃/초 이상으로 한다. SiO_2 이외의 산화막(특히, Fe_2SiO_4)의 생성을 보다 억제하고, SiO_2의 외부 산화막의 생성을 보다 촉진시키기 위해서는, 승온 공정 중, 평균 승온 속도의 제어 영역은, 550 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)로 하는 것이 바람직하다. 즉, 550 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도를 100℃/초 이상으로 하는 것이 바람직하다. Fe_2SiO_4 생성의 억제의 관점에서는, 제어해야 하는 바람직한 온도역은 600 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)이고, 보다 바람직하게는 650 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)이다.

[0248] 한편, 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 평균 승온 속도의 상한은, 특성의 점에서는 한정할 필요는 없지만, 1500℃/초를 초과하는 평균 승온 속도를 얻기 위해서는 특별한 장치가 필요해지므로, 평균 승온 속도를 1500℃/초 이하로 한다.

[0249] 또한, 본 실시 형태의 승온 공정에서는, 800℃로부터 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 승온 시에 있어서의 분위기의 노점을 0℃ 이하로 한다. 승온 공정에서의 노점도, SiO_2 이외의 산화막의 형성에 영향을 미친다. SiO_2의 형성을 촉진하고, SiO_2 이외의 산화막의 형성을 억제하기 위해서는, 승온 공정에서의 분위기의 산화도를 낮추는 것이 유효하다. 따라서, 800 내지 상기 최고 가열 온도 T1(℃)의 온도역의 분위기의 노점은 0℃ 이하로 하고, 바람직하게는 -5℃ 이하, 보다 바람직하게는 -10℃ 이하로 한다. 또한, 승온 공정에서, 실온 이상, 800℃ 미만의 온도역에 있어서의 분위기의 노점을 0℃ 이하로 하는 것은, 본 발명 효과를 손상시키는 것은 아니다.

[0250] <균열 공정>

[0251] 승온 공정의 후, 균열 공정을 실시한다.

[0252] 강판 중에 탄소가 잔류하는 경우, 시간 경과와 함께 철손 특성이 열화된다(자기 시효로서 알려져 있음). 그 때문에, 탈탄 어닐링 시의 분위기는, 탄소량을 저감시키기 위해, 통상, 비교적 높은 산소 포텐셜로 설정된다. 그러나, 어닐링 공정 시, 분위기의 산소 포텐셜이 높은 경우에 SiO_2 생성량이 많아져, 1차 피막 형성 속도는 증가한다.

[0253] 그 때문에 균열 공정에서, 어닐링 분위기를 낮은 산소 포텐셜에서 행한다. 이에 의해, 1차 피막의 형성 속도를 저감한다.

[0254] 구체적으로는, 균열 공정에서는, 온도가 780 내지 860℃ 또한 산소 포텐셜(PH_2O/PH_2)이 0.20 이상 0.60 이하의 분위기에서, 냉연 강판을 100초 내지 300초 유지하는 것이 바람직하다. 또한 본 실시 형태에서는 상기 승온 공정에서, 균열 과정의 유지 온도를 초과하여 가열하기 때문에, 균열 공정으로의 이행 시에는 공랭이나 자연 방랭 등에 의해, 소정의 균열 유지 온도에 이르기까지 냉각을 하지만, 당해 냉각은 본 실시 형태에서 나타내는 효과를 손상시키는 것은 아니다.

[0255] 균열 공정에서의 유지 온도가 780℃ 미만이면, 확산 율속의 제약을 받아, 탈탄 불량이 일어난다. 탈탄 불량이 일어나면, 강판 내에 탄소가 잔류하여, 철손 열화의 원인이 된다. 또는, 상변화가 일어나 버리기 때문에, 2차 재결정 자체가 일어날 수 없다.

[0256] 한편, 유지 온도가, 860℃ 초과이면, 계면 율속의 제약을 받아, 역시 탈탄 불량이 된다. 탈탄에 있어서 유해한, 피복성의 산화막이 생성되기 때문이다.

[0257] 또한, 균열 과정에 있어서의 산소 포텐셜이 0.20 미만이면, 탈탄 불량이 된다. 탈탄은 강판 중의 탄소와, 어닐링 분위기 중의 산소의 화학 반응이다. 산소 포텐셜이 낮은 것은, 산소 분압이 낮은 것과 동의이고, 탈탄 반응이 일어나기 어려운 상황을 의미한다.

[0258] 한편, 균열 공정 과정에 있어서의 산소 포텐셜이 0.60 초과이면, 역시 탈탄 불량이 된다. 탈탄을 저해하는, 피복성의 산화막이 생성되기 때문이다.

[0259] 또한, 산소 포텐셜을 제어하지 않는 경우, 질소와 수소의 혼합 가스, 혹은 질소 가스로서, 분위기 노점 온도를 30 내지 80℃로 해도 된다.

[0260] (질화 처리 공정)

[0261] 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법에서는, 탈탄 어닐링 공정과 후술하는 마무리 어닐링 공정 사이에, 질화 처리를 행해도 된다.

[0262] 질화 처리 공정에서는, 예를 들어 탈탄 어닐링 공정 후의 냉연 강판을 질화 처리 분위기(수소, 질소, 및 암모니아 등의 질화능을 갖는 가스를 함유하는 분위기) 내에서 700 내지 850℃ 정도로 유지한다. 여기서, 냉연 강판의 N 함유량이 질량 기준으로 40 내지 1000ppm이 되도록, 강판에 질화 처리를 실시하는 것이 바람직하다. 질화 처리 후의 냉연 강판의 N 함유량이 40ppm 미만이면 냉연 강판 내에 AlN이 충분히 석출되지 않아, AlN이 인히비터로서 기능하지 않을 가능성이 있다. 이 때문에, AlN을 인히비터로서 활용하는 경우, 냉연 강판의 N 함유량은 40ppm 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0263] 한편, 냉연 강판의 N 함유량이 1000ppm 초과가 된 경우, 마무리 어닐링에 있어서 2차 재결정 완료 후에도 강판 내에 과잉으로 AlN이 존재한다. 이러한 AlN은 철손 열화의 원인이 된다. 이 때문에, 강판의 N 함유량은 1000ppm 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0264] (마무리 어닐링 공정(2차 재결정 어닐링 공정): S109)

[0265] 마무리 어닐링 공정(스텝 S109)에서는, 탈탄 어닐링 강판(탈탄 어닐링 공정 후, 또는 질화 처리 공정 후)에 대하여 어닐링 분리제를 도포한 후에, 마무리 어닐링을 행하여 마무리 어닐링 강판을 얻는다.

[0266] 마무리 어닐링 조건은 한정되지 않지만, 예를 들어 수소 및 질소를 함유하는 분위기 가스 중에서, 1150 내지 1250℃까지 승온하고, 그 온도역에서 10 내지 60시간 어닐링(유지)하는 조건에서 행하면 된다.

[0267] 일반적으로, 마무리 어닐링은, 강판을 코일 형상으로 권취한 상태에서, 장시간 행해진다. 따라서, 마무리 어닐링에 앞서, 코일의 권취 내측과 외측의 시징의 방지를 목적으로 하여, 어닐링 분리제를 냉연 강판에 도포하고, 건조시킨다. 도포하는 어닐링 분리제로서, MgO를 주성분으로 하는 어닐링 분리제를 사용한다. MgO를 주성분으로 하는 어닐링 분리제를 사용함으로써, 모재 강판의 표면에 유리 피막을 형성할 수 있다. MgO를 주성분으로 하지 않는 경우에는, 1차 피막(유리 피막)은 형성되지 않는다. 왜냐하면, 1차 피막은 Mg_2SiO_4 또는 $MgAl_2O_4$ 화합물이기 때문이고, 형성 반응에 필요한 Mg가 결핍되기 때문이다.

[0268] 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법에서는, 탈탄 어닐링 강판에 도포하는 어닐링 분리제는, Ti, Sb, Sr 및 Cl에서 선택되는 1종 이상을, MgO의 중량에 대하여 합계로 0.10 내지 10.00%를 포함하는 것이 바람직하다.

[0269] MgO를 주성분으로 하는 어닐링 분리제에, Ti, Sb, Sr, 및 Cl에서 선택되는 1종 이상을 함유함으로써, 1차 피막과 AlN의 반응성이 억제되어, 자기 특성을 개선할 수 있다. 이 메커니즘은 불분명하지만, 1차 피막과 모재 강판의 계면에 이들 원소가 편석됨으로써, 1차 피막과 AlN의 반응이 억제되기 때문이라고 생각된다. Ti, Sb, Sr, Cl의 합계 함유량은, 중량%로, 0.10 내지 10.00%인 것이 바람직하다. Ti, Sb, Sr, Cl의 합계 함유량이 MgO의 중량에 대하여 0.10% 미만이면 자기 특성의 개선 효과가 충분히 얻어지지 않는 경우가 있다. 한편, Ti, Sb, Sr, Cl의 합계 함유량이 10.00% 초과인 경우에는, 충분한 1차 피막량이 형성되지 않아, 자기 특성 개선에 유효한 피막 장력을 확보할 수 없어, 철손이 열위가 될 우려가 있다.

[0270] 또한, 어닐링 분리제 중에 있어서의 Ti, Sb, Sr 및 Cl의 존재 형태(즉 첨가 수단)는, 화합물로서 존재하고 있어도 되고, 단체로 존재하고 있어도 된다. 예를 들어, 어닐링 분리제 중에 Ti를 함유시키는 경우, Ti 단체로서 함유되어도 되고, Ti 산화물(예를 들어, TiO_2)로서 함유되어도 된다.

[0271] (절연 피막 형성 공정: S111)

[0272] 절연 피막 형성 공정(스텝 S111)에서는, 마무리 어닐링 강판의 표면(편면 또는 양면)에 절연 피막(장력 부여 절연 피막)을 형성한다. 절연 피막의 형성 조건에 대해서는, 특별히 한정되는 것은 아니고, 공지된 절연 피막 처리액을 사용하여, 공지된 방법에 의해 처리액의 도포 및 건조를 행하면 된다. 강판 표면에 절연 피막을 형성함으로써, 방향성 전자 강판의 자기 특성을 더욱 향상시키는 것이 가능해진다.

[0273] 절연 피막이 형성되는 강판의 표면은, 처리액을 도포하기 전에, 알칼리 등에 의한 탈지 처리나, 염산, 황산, 인산 등에 의한 산세 처리 등, 임의의 전처리가 실시된 표면이어도 되고, 이들 전처리가 실시되지 않은 마무리 어닐링 후 그대로의 표면이어도 된다.

[0274] 강판의 표면에 형성되는 절연 피막은, 방향성 전자 강판의 절연 피막으로서 사용되는 것이라면, 특별히 한정되는 것은 아니고, 공지된 절연 피막을 사용하는 것이 가능하다. 이러한 절연 피막으로서, 예를 들어 인산염 및 콜로이달 실리카를 주성분으로 하는 피막을 들 수 있다. 또한, 무기물을 주체로 하고, 유기물을 더 포함한 복합 절연 피막을 들 수 있다. 여기서, 복합 절연 피막이라는 것은, 예를 들어 크롬산 금속염, 인산 금속염 또는 콜로이달 실리카, Zr 화합물, Ti 화합물 등의 무기물 중 적어도 어느 것을 주체로 하고, 미세한 유기 수지의 입자가 분산되어 있는 절연 피막이다. 특히, 근년 요구가 높아지고 있는 제조 시의 환경 부하 저감의 관점에서는, 인산금속염이나 Zr 혹은 Ti의 커플링제, 또는 이들의 탄산염이나 암모늄염을 출발 물질로서 사용한 절연 피막이 사용되는 경우가 있다.

[0275] (자구 세분화 공정)

[0276] 본 실시 형태에 관한 방향성 전자 강판의 제조 방법에서는, 절연 피막 형성 공정 후에, 자구 세분화 공정을 구비해도 된다.

[0277] 자구 세분화 공정에서는, 레이저 빔이나 전자 빔 등의 에너지선을 절연 피막의 표면에, 압연 방향으로 소정의 간격으로 조사함으로써, 복수의 선상의 변형(에너지선 조사에 의한 급속 가열과 그 후의 급속 냉각에 의해 발생

하는 열변형)을 도입한다. 복수의 선상의 변형을 형성하는 간격(즉, 인접하는 변형의 간격)은, 압연 방향으로 3.0 내지 9.0㎜로 하는 것이 바람직하다. 에너지선으로서는, 레이저 빔 및 전자 빔을 들 수 있다. 레이저 빔은, 연속파 레이저여도 펄스 레이저여도 된다. 레이저 빔의 종류는 예를 들어, 파이버 레이저, YAG 레이저, 또는 CO_2 레이저를 들 수 있다. 전자 빔은, 연속 빔이어도 단속 빔이어도 된다.

[0278] **실시예**

[0279] 표 1에 나타내는 바와 같이, 강 번호(No.a 내지 l)마다 화학 조성이 다른 슬래브를 준비하였다. 이어서, 각 슬래브를 사용하여, 방향성 전자 강판(시험 번호 1 내지 19)을 제조하였다.

[0280] 구체적으로는, 슬래브를, 1100 내지 1380℃의 온도로 가열한 후, 열간 압연하고, 이에 의해, 판 두께가 2.3㎜인 열연 강판을 제작하였다.

[0281] 이어서, 얻어진 열연 강판에 대하여 열연판 어닐링을 실시하였다. 구체적으로는, 열연 강판을 어닐링 온도 1100℃, 유지 시간 20초의 조건에서 어닐링하였다.

[0282] 이어서, 열연 어닐링 후의 열연 강판(열연판 어닐링 강판)에 대하여 산세 등에 의해 표면 스케일을 제거한 후에, 중간 어닐링을 포함하지 않는, 복수 패스를 포함하는 냉간 압연을 행하여, 판 두께가 0.16 내지 0.23㎜인 냉연 강판을 제작하였다.

[0283] 얻어진 냉연 강판에 대하여 표 3에 나타내는 조건에서 탈탄 어닐링을 행하였다. 균열 과정의 유지 시간은, 균열 과정에서는 120초로 하였다.

[0284] 시험 No. 1, 2, 9, 10, 14, 15에 대해서는 또한 질소량을 200ppm으로 높이는 질화 처리를 실시하였다.

[0285] 이어서, 탈탄 어닐링 강판에 대하여 마무리 어닐링 공정을 실시하였다. 구체적으로는, 냉연 강판의 표면에, MgO를 주체로 하고, 또한 표 3에 기재된 원소를 포함하는 어닐링 분리제를 물 슬러리 도포에 의해 강판 표면에 도포하였다. 또한, 표 3에 기재된 어닐링 분리제의 함유 성분은, 원소 단체의 중량 분율을 나타낸다.

[0286] 이어서, 어닐링 분리제가 도포된 탈탄 어닐링 강판을 1200℃에서 20시간 유지하여, 모재 강판 위에 1차 피막(유리 피막)을 갖는 강판(마무리 어닐링 강판)을 제작하였다.

[0287] 이어서, 이 강판에 대하여 절연 피막을 형성하였다. 구체적으로는, 강판의 표면(보다 상세하게는, 1차 피막인 유리 피막의 표면)에, 콜로이달 실리카 및 인산염을 주체로 하는 절연 피막 형성액을 도포하여 열처리(베이킹)하였다. 이에 의해 모재 강판과 모재 강판 위에 형성되어 있는 유리 피막과 유리 피막 위에 형성되어 있는 절연 피막을 구비하는 방향성 전자 강판을 얻었다. 얻어진 방향성 전자 강판의 모재 강판의 화학 조성을 표 2에 나타낸다. 또한, 표 2의 화학 조성에 있어서의, 표기 「-」는, 대응하는 원소 함유량이, 실시 형태에 규정된 유효 숫자(최소 자릿수까지의 수치)에 있어서, 0%인 것을 의미한다.

표 1

No.	슬래브의 화학 조성(질량%, 잔부: Fe 및 불순물)																
	C	Si	Mn	S+Se	sol.Al	N	P	Cu	Sn	Cr	B	Ti	Nb	Ni	Sb	Bi	Mo
a	0.031	3.05	0.01	0.0050	0.038	0.003	0.085	0.45	-	-	-	-	-	-	-	-	-
b	0.132	3.85	0.40	0.0301	0.014	0.016	0.055	-	-	-	-	0.0078	-	-	-	-	0.09
c	0.055	3.30	0.05	0.0155	0.023	0.005	0.040	0.20	-	-	-	-	0.0051	-	0.01	0.0063	-
d	0.063	3.40	0.20	0.0220	0.032	0.015	0.043	0.15	-	-	0.0051	-	-	0.05	-	-	-
e	0.079	3.45	0.08	0.0231	0.026	0.008	0.015	0.10	0.10	0.05	-	0.0052	-	0.05	-	-	0.02
f	0.085	3.50	0.15	0.0205	0.034	0.009	0.023	0.10	0.20	0.30	0.0033	0.0040		-	0.03	-	-
g	0.045	3.45	0.11	0.0154	0.022	0.007	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
h	0.050	3.33	0.15	0.0168	0.029	0.008	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
i	0.061	3.25	0.09	0.0152	0.028	0.007	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
j	0.072	3.42	0.07	0.0255	0.024	0.009	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
k	0.084	3.39	0.08	0.0241	0.026	0.008	0.013	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
l	0.086	3.38	0.10	0.0223	0.025	0.007	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[0288]

표 2

No.	모재의 화학 조성(질량%, 잔부: Fe 및 불순물)																
	C	Si	Mn	S+Se	sol. Al	N	P	Cu	Sn	Cr	B	Ti	Nb	Ni	Sb	Bi	Mo
a	–	3.00	0.01	–	–	0.001	0.085	0.45	–	–	–	–	–	–	–	–	–
b	–	3.74	0.38	0.0009	–	0.001	0.055	–	–	–	–	0.0075	–	–	–	–	0.09
c	–	3.25	0.04	0.0010	–	0.001	0.040	0.20	–	–	–	–	0.0051	–	0.01	–	–
d	–	3.35	0.19	0.0013	–	–	0.043	0.15	–	–	0.0049	–	–	0.05	–	–	–
e	–	3.31	0.08	0.0008	–	–	0.015	0.10	0.10	0.03	–	0.0049	–	0.05	–	–	0.02
f	–	3.39	0.14	–	–	–	0.023	0.10	0.20	0.25	0.0030	0.0038		–	0.03	–	–
g	–	3.39	0.09	–	–	–	0.010	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
h	–	3.25	0.12	–	–	–	0.011	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
i	–	3.05	0.08	–	–	–	0.012	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
j	–	3.25	0.06	0.0010	–	–	0.015	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
k	–	3.25	0.07	0.0009	–	–	0.013	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
l	–	3.19	0.08	0.0011	–	–	0.025	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

[0289]

표 3

시험 No.	조성 No.	판 두께	탈탄 어닐링				어닐링 분리제					
			평균 승온 속도 (550~800℃)	최고 가열 온도 T1	평균 승온 속도 (800℃~최고 가열 온도 T1)	노점 (800℃~최고 가열 온도 T1)	Ti	Sr	Cl	B	Ti+Sr+Cl+B
		(mm)	(℃/초)	(℃)	(℃/초)	(℃)	(중량%)	(중량%)	(중량%)	(중량%)	(중량%)
1	a	0.23	400	850	200	0	-	-	-	-	0.00
2	b	0.23	400	850	200	0	-	-	-	-	0.00
3	c	0.22	700	880	500	-15	-	-	-	-	0.00
4	d	0.22	700	880	500	-15	-	-	-	-	0.00
5	e	0.19	1000	920	800	-20	3.50	-	-	-	3.50
6	f	0.19	1000	920	800	-20	3.50	1.65	-	-	5.15
7	c	0.19	2000	950	1100	-30	3.00	1.43	0.10	-	4.53
8	d	0.19	2000	950	1100	-30	3.00	1.43	0.10	0.10	4.63
9	a	0.22	1000	950	500	5	2.50	-	-	-	2.50
10	b	0.22	200	900	400	0	-	1.90	-	-	1.90
11	c	0.22	400	830	400	0	-	-	0.05	-	0.05
12	d	0.22	200	830	600	0	-	-	-	0.05	0.05
13	e	0.22	400	950	50	0	-	-	-	-	0.00
14	g	0.18	1200	850	700	-15	3.00	1.43	0.08	0.07	4.58
15	h	0.18	1200	850	700	-15	3.00	1.43	0.08	0.07	4.58
16	i	0.18	1200	880	1000	-30	3.00	-	0.08	0.07	3.15
17	j	0.17	1000	880	1000	-30	4.20	-	0.03	0.03	4.26
18	k	0.17	1000	920	1400	-30	4.20	-	0.03	0.03	4.26
19	l	0.16	1000	920	1400	-30	4.20	-	0.03	0.03	4.26
20	a	0.23	400	850	200	0	-	-	-	0.20	0.20
21	b	0.23	400	850	200	0	0.07	-	0.15	0.35	0.57
22	c	0.22	400	850	200	0	-	0.05	0.15	0.35	0.55
23	d	0.22	400	850	200	0	0.05	0.05	0.15	0.05	0.30
24	a	0.22	400	850	200	0	9.50	-	0.75	-	10.25
25	b	0.22	400	850	200	0	9.50	-	0.75	-	10.25

[0290]

표 4

시험 No.	평균 분산각			특성			비고
	β	α	γ	자속 밀도 (T)	철손 (W/kg)	소음 (dBA)	
	(°)						
1	2.3	3.4	4.3	1.91	0.77	59.5	발명예
2	2.4	3.1	4.5	1.91	0.76	58.4	발명예
3	1.8	3.3	4.5	1.92	0.72	57.2	발명예
4	1.9	3.5	4.3	1.92	0.71	56.9	발명예
5	1.4	2.8	4.6	1.95	0.68	54.5	발명예
6	1.3	2.8	4.9	1.96	0.67	54.3	발명예
7	1.5	3.0	4.8	1.96	0.67	54.8	발명예
8	1.3	2.8	4.7	1.93	0.66	54.4	발명예
9	2.1	3.3	11.2	1.90	0.74	62.3	비교예
10	2.8	3.8	3.5	1.89	0.86	61.4	비교예
11	1.8	4.3	4.8	1.89	0.87	57.8	비교예
12	3.2	2.3	4.2	1.92	0.76	63.0	비교예
13	3.0	3.5	4.5	1.89	0.87	64.2	비교예
14	1.5	2.7	4.5	1.95	0.66	53.2	발명예
15	1.3	2.8	4.5	1.95	0.65	53.4	발명예
16	1.5	2.8	4.6	1.96	0.65	52.9	발명예
17	1.2	2.6	4.3	1.94	0.62	52.5	발명예
18	1.2	2.7	4.5	1.96	0.61	53.1	발명예
19	1.1	2.6	5.1	1.97	0.60	51.5	발명예
20	1.7	3.7	4.7	1.91	0.74	57.3	발명예
21	1.7	3.4	4.8	1.91	0.75	57.4	발명예
22	1.9	3.6	4.8	1.91	0.74	56.8	발명예
23	1.6	3.6	4.6	1.91	0.74	55.9	발명예
24	2.4	3.6	4.9	1.92	0.78	58.8	발명예
25	2.4	3.7	5.1	1.92	0.76	59.2	발명예

[0291]

[0292] 얻어진 방향성 전자 강판에 대하여 이하의 요령으로, 자기 특성(철손 및 자속 밀도)을 평가하였다. 결과를 표 4에 나타낸다.

[0293] [철손]

[0294] 얻어진 강판 샘플을, 판 폭 방향에 대하여 평행하게 60㎜, 압연 방향에 대하여 평행하게 300㎜의 사이즈로 잘라 내고, 이들 샘플을 800±50℃로 2시간 유지하여, 응력 제거 어닐링을 실시하였다. 그 후, 레이저 조사에 의해 자구 세분화를 행하였다.

[0295] 레이저 조사 후의 샘플에, 단판 자기 측정 시험(SST) 장치에 의한 자성 평가에 제공하여, 철손($W_{17/50}$)을 측정하였다. 또한, 샘플에 800A/m의 자장을 인가하여, 자속 밀도 B_8(T)도 측정하였다.

[0296] 철손($W_{17/50}$)은 이하의 기준으로 평가하고, A 내지 C 평가이면, 철손 특성이 우수하다(철손이 낮다), D 평가이면, 철손 특성이 떨어진다고 판단하였다.

[0297] 0.70 미만 : A 평가

[0298] 0.70 이상 0.75 미만 : B 평가

[0299] 0.75 이상 0.80 미만 : C 평가

[0300] 0.80 이상 : D 평가

[0301] 또한 자속 밀도(B_8)에 대해서는, 1.88T 이상을 합격으로 하고, 1.88T 미만을 불합격으로 하였다.

[0302] [소음 특성]

[0303] 전술한 자구 제어를 실시한 폭 60㎜×길이 300㎜의 샘플에 대하여, 자기 변형 측정 장치를 사용하여, 교류 자기 변형 측정법에 의해 자기 변형을 측정하였다. 자기 변형 측정 장치는, 레이저 도플러 진동계와, 여자 코일과, 여자 전원과, 자속 검출 코일과, 증폭기와, 오실로스코프를 구비하는 장치로 하였다.

[0304] 구체적으로는, 압연 방향으로 최대 자속 밀도가 1.7T가 되도록, 샘플에 교류 자계를 인가하였다. 자구의 신축에 의한 샘플의 길이의 변화를, 레이저 도플러 진동계로 측정하여, 자기 변형 신호를 얻었다. 얻어진 자기 변형 신호를 푸리에 해석하여, 자기 변형 신호의 각 주파수 성분 fn(n은 1 이상의 자연수)의 진폭 Cn을 구하였다. 각 주파수 성분 fn의 A 보정 계수 αn을 사용하여, 다음 식으로 나타내지는 자기 변형 속도 레벨 LVA(dB)를 구하였다.

[0305] $LVA=20\times Log(\sqrt{(\Sigma(\rho c\times 2\pi\times fn\times \alpha n\times Cn/\sqrt{2})^2)}/Pe0)$

[0306] 여기서, ρc는 고유 음향 저항이고, ρc=400으로 하였다. Pe0은 최소 가청 음압이고, $Pe0=2\times10^{-5}$(Pa)를 사용하였다. A 보정 계수 αn은, JIS C 1509-1(2005)의 표 2에 기재된 값을 사용하였다.

[0307] 얻어진 자기 변형 속도 레벨(LVA)에 기초하여, 이하의 기준에 의거하여 소음 특성을 평가하였다.

[0308] 자기 변형 속도 레벨이, 60.0dBA 이하이면 「소음 특성이 우수하다」고 판단했다(C 평가). 57.5dBA 이하이면 더욱 우수하다(B 평가), 55.0dBA 이하이면 특히 우수하다(A 평가)고 판단하였다. 자기 변형 속도 레벨이 60.0dBA 초과인 경우, 「소음 특성이 불충분(D 평가)」하다고 판정하였다.

[0309] 자속 밀도(B_8)가 1.88T 이상이고, 또한 철손 및 소음 특성이 C 평가 이상이었던 샘플을 합격으로 하였다.

[0310] 표 1 내지 표 4로부터 알 수 있는 바와 같이, 어긋남각 α, β 및 γ가 상기 식 (1)을 충족시키는 강판에서는, 양호한 자기 특성 및 소음 특성을 양립시킬 수 있었다.

산업상 이용가능성

[0311] 본 개시의 상기 양태에 따르면, 생산성을 저하시키지 않고, 양호한 자기 특성 그리고 소음 특성을 갖는 방향성 전자 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것이 가능해지므로, 산업상 이용 가능성이 높다.

부호의 설명

[0312] 10: 방향성 전자 강판

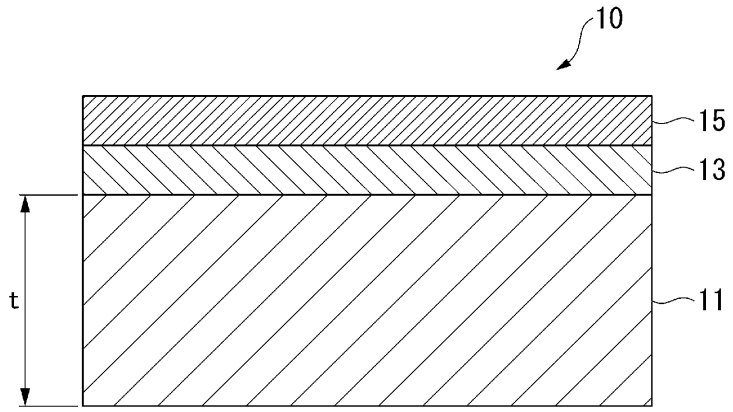
11: 모재 강판

13: 1차 피막(유리 피막)

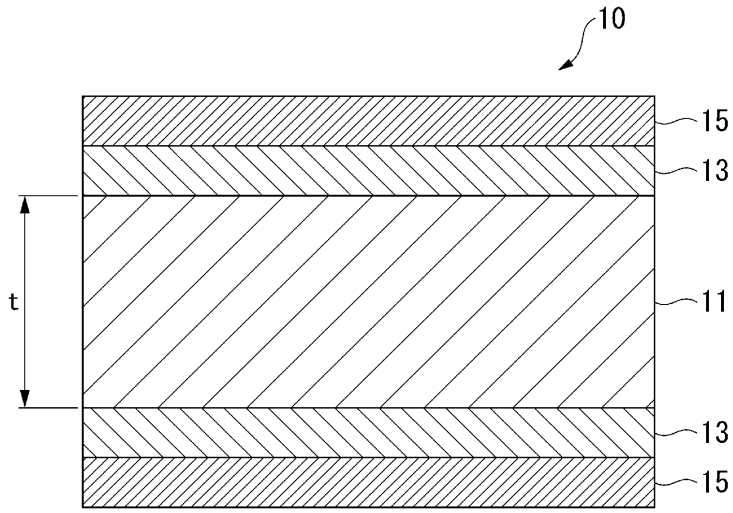
15: 2차 피막(장력 부여성 절연 피막)

도면

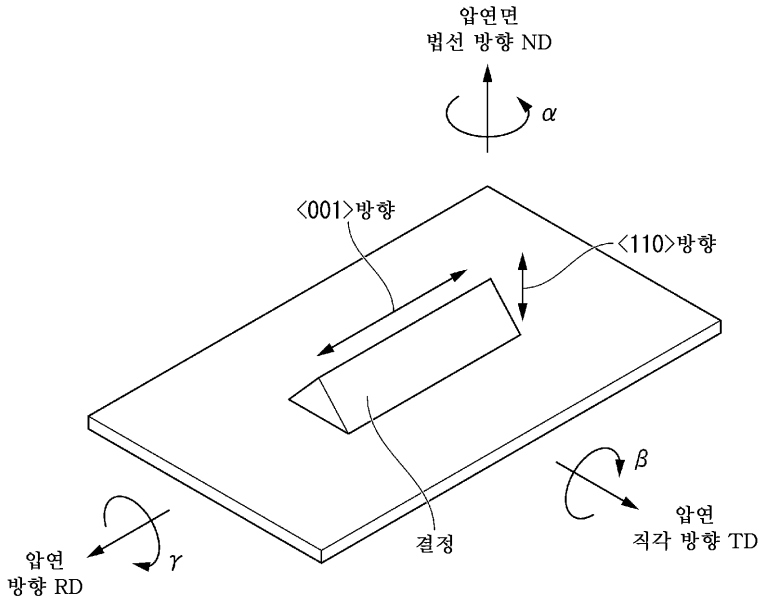
도면1a



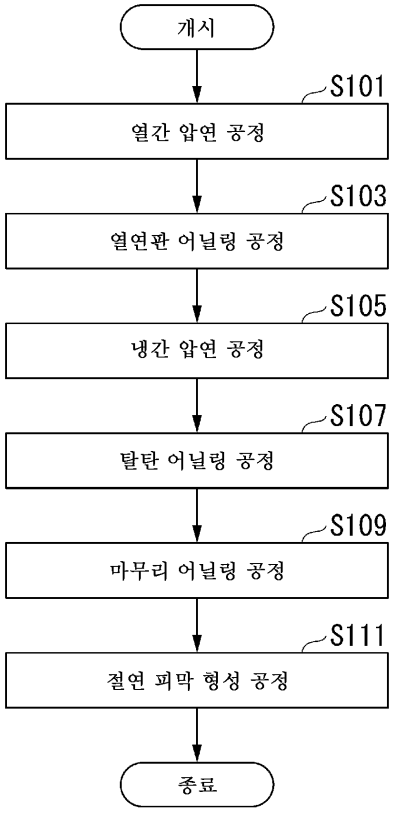
도면1b



도면2


압연면
법선 방향 ND
α
<001>방향
<110>방향
β
압연
직각 방향 TD
결정
γ
압연
방향 RD

도면3


개시
S101
열간 압연 공정
S103
열연판 어닐링 공정
S105
냉간 압연 공정
S107
탈탄 어닐링 공정
S109
마무리 어닐링 공정
S111
절연 피막 형성 공정
종료