



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2008년01월29일
(11) 등록번호 10-0799240
(24) 등록일자 2008년01월23일

(51) Int. Cl.

C22C 38/26 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2001-0084112

(22) 출원일자 2001년12월24일

심사청구일자 2006년09월27일

(65) 공개번호 10-2002-0052993

(43) 공개일자 2002년07월04일

(30) 우선권주장

JP-P-2000-00392911 2000년12월25일 일본(JP)

JP-P-2000-00392912 2000년12월25일 일본(JP)

(56) 선행기술조사문헌

JP08199235 A

(73) 특허권자

닛신 세이코 가부시카이가이사

일본국 도쿄도 지요다쿠 마루노우치 3-4-1

(72) 발명자

오쿠마나부

일본야마구치켄신난요시노무라미나미마치4976번지
닛신세이코가부시카이가이사스테인레스지교혼부내

후지무라요시토모

일본야마구치켄신난요시노무라미나미마치4976번지
닛신세이코가부시카이가이사스테인레스지교혼부내

(뒷면에 계속)

(74) 대리인

김정옥, 박종혁, 이기석, 정삼영

전체 청구항 수 : 총 9 항

심사관 : 정상익

(54) 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판 및 그것의제조 방법

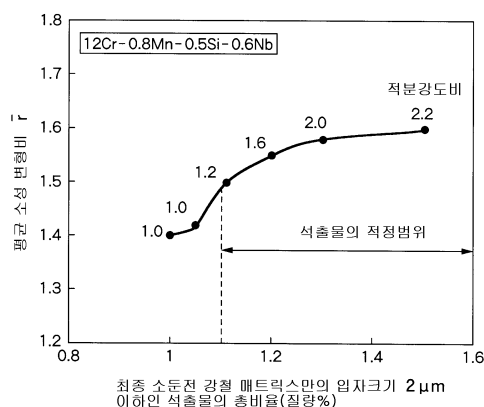
(57) 요약

새롭게 제안된 페라이트계 스테인레스 강판은 C:0.03질량%이하, N:0.03질량%이하, Si:2.0 질량%이하, Mn:2.0질량%이하, Ni:0.6질량%이하, Cr:9~35질량%, Nb:0.15~0.80질량% 및 선택적으로 Ti:0.5질량%이하, Mo:3.0질량%이하, Cu:2.0질량%이하 및 Al:6.0질량%이하 중에서 하나 또는 그 이상, 그리고 나머지는 불가피한 불순물을 제외하고는 Fe로 구성되고, 입자 크기 2 μ m 이하의 석출물을 0.5 질량% 이하의 비율로 함유하는 금속 조직으로 구성되며, 두께의 1/4 깊이에서 있어서의 압연된 표면의 결정 방위가 식 (a)에 의해 정의된 적분 강도비에서 1.2 이상이다. 페라이트계 스테인레스 강판은 700~850℃에서 25시간 이하의 석출 처리를 한 후, 900~1100℃에서 1분 이내의 최종 소둔을 함으로써 제조된다. 평면내 이방성이 작으면서 우수한 가공성을 얻기 위하여, 석출물의 입자 크기를 0.5 μ m 를 넘지않게 제어함으로써 적분 강도비를 2.0보다 더 크게 만든다.

$$\text{적분 강도비} = [I_{(222)}/I_{0(222)}]/[I_{(200)}/I_{0(200)}] \dots\dots (a)$$

여기서, $I_{(222)}$ 과 $I_{(200)}$ 은 XRD에 의해 측정된 상기 강철 시료의 (222)및 (200)면에서의 회절 강도를 나타내고, 반면에 $I_{0(222)}$ 과 $I_{0(200)}$ 은 무방향 시료의 (222)및 (200)면에서의 회절 강도를 나타낸다.

대표도 - 도1



(72) 발명자

호리요시아키

일본야마구치켄신난요시노무라미나미마치4976반지
넛신세이코가부시키가이샤스테인레스지교환부내

나고야도시로

일본야마구치켄신난요시노무라미나미마치4976반지
넛신세이코가부시키가이샤스테인레스지교환부내

구니다케야스토시

일본야마구치켄신난요시노무라미나미마치4976반지
넛신세이코가부시키가이샤스테인레스지교환부내

도미타다케오

일본야마구치켄신난요시노무라미나미마치4976반지
넛신세이코가부시키가이샤슈난세이코쇼내

특허청구의 범위

청구항 1

C:0.03질량%이하, N:0.03질량%이하, Si:2.0 질량%이하, Mn:2.0질량%이하, Ni:0.6질량%이하, Cr:9~35질량%, Nb:0.15~0.80질량% 그리고 나머지는 불가피한 불순물을 제외하고는 Fe로 구성되고,

석출 처리에 의해 생성되고 최종 소둔시 결정 방위의 제어를 위해 소비된 입자 크기 $2\mu\text{m}$ 이하의 Nb 함유 석출물을 0.5 질량% 이하의 비율로 함유하는 금속 조직을 갖으며,

두께의 1/4 깊이에 있어서의 표면의 상기 결정방위가 하기식 (a)에 의해 정의된 적분 강도비에서 1.2 이상인 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판.

$$\text{적분강도비} = [I_{(211)} / I_{0(211)}] / [I_{(200)} / I_{0(200)}] \dots\dots(a)$$

여기서, $I_{(211)}$ 과 $I_{(200)}$ 은 XRD에 의해 측정된 상기 강철 시료의 (211)과 (200) 면에서의 회절 강도를 나타내고, 반면에 $I_{0(211)}$ 과 $I_{0(200)}$ 은 무방향 시료의 (211)과 (200)면에서의 회절 강도를 나타낸다.

청구항 2

C:0.03질량%이하, N:0.03질량%이하, Si:2.0 질량%이하, Mn:2.0질량%이하, Ni:0.6질량%이하, Cr:9~35질량%, Nb:0.15~0.80질량% 그리고 나머지는 불가피한 불순물을 제외하고는 Fe로 구성되고,

석출 처리에 의해 생성되고 최종 소둔시 결정 방위의 제어를 위해 소비된 입자 크기 $0.5\mu\text{m}$ 이하의 Nb 함유 석출물을 0.5 질량% 이하의 비율로 함유하는 금속 조직을 갖으며,

두께의 1/4 깊이에 있어서의 표면의 상기 결정방위가 하기식 (b)에 의해 정의된 적분 강도비에서 2.0 이상인, 이방성이 작으면서 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판.

$$\text{적분 강도비} = [I_{(222)} / I_{0(222)}] / [I_{(200)} / I_{0(200)}] \dots\dots(b)$$

여기서, $I_{(222)}$ 과 $I_{(200)}$ 은 XRD에 의해 측정된 상기 강철 시료의 (222)와 (200)면에서의 회절 강도를 나타내고, 반면에 $I_{0(222)}$ 과 $I_{0(200)}$ 은 무방향 시료의 (222)와 (200)면에서의 회절 강도를 나타낸다.

청구항 3

제 1 항 및 제 2 항중 어느 한 항에 있어서, Ti:0.5질량%이하, Mo:3.0질량% 이하, Cu:2.0질량% 이하 및 Al:6.0 질량% 이하 중에 적어도 한가지를 더 함유하는 것을 특징으로 하는 페라이트계 스테인레스 강판.

청구항 4

제 2 항에 있어서, 최종 소둔에 앞서 강철 매트릭스에 0.4~1.2질량%의 총 비율로 상기 입자 크기 $0.5\mu\text{m}$ 이하의 Nb 함유 미세 석출물이 한번 분포되어 있었던 것을 특징으로 하는 페라이트계 스테인레스 강판.

청구항 5

다음의 단계로 이루어지는 이방성이 작고 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판의 제조 방법으로서,

C:0.03질량%이하, N:0.03질량%이하, Si:2.0 질량%이하, Mn:2.0질량%이하, Ni:0.6질량%이하, Cr:9~35질량%, Nb:0.15~0.80질량% 그리고 나머지는 불가피한 불순물을 제외하고는 Fe로 구성되는 페라이트계 스테인레스 강철을 제공하는 단계,

상기 스테인레스 강철을 25시간 이하의 시간동안 $700\sim 850^\circ\text{C}$ 의 온도 범위에서 석출 가열하는 단계, 그리고

상기 스테인레스 강철을 1분 이내의 시간동안 $900\sim 1100^\circ\text{C}$ 의 온도 범위에서 최종 소둔하는 단계를 포함하는 방법.

청구항 6

제 5 항에 있어서, 스테인레스 강철이 Ti:0.5질량%이하, Mo:3.0질량%이하, Cu:2.0질량%이하 및 Al:6.0질량%이하

중에 적어도 한가지를 더 함유하는 것을 특징으로 하는 페라이트계 스테인레스 강판의 제조 방법.

청구항 7

다음의 단계로 이루어지는 이방성이 작고 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판의 제조 방법으로서,

C:0.03질량%이하, N:0.03질량%이하, Si:2.0 질량%이하, Mn:2.0질량%이하, Ni:0.6질량%이하, Cr:9~35질량%, Nb:0.15~0.80질량% 그리고 나머지는 불가피한 불순물을 제외하고는 Fe로 구성되는 페라이트계 스테인레스 강철을 제공하는 단계,

상기 스테인레스 강철을 20시간 이하의 시간동안 450~750℃의 온도 범위에서 석출 가열하는 단계, 그리고

상기 스테인레스 강철을 1분 이내의 시간동안 900~1100℃의 온도 범위에서 최종 소둔하는 단계를 포함하는 방법.

청구항 8

제 7 항에 있어서, 스테인레스 강철이 Ti:0.5질량%이하, Mo:3.0질량%이하, Cu:2.0질량%이하 및 Al:6.0질량%이하 중에 적어도 한가지를 더 함유하는 것을 특징으로 하는 페라이트계 스테인레스 강판의 제조 방법.

청구항 9

제 7 항에 있어서, 석출 가열에 의해 강철 매트릭스에 0.4~1.2질량%의 총 비율로 입자 크기 0.5 μm 이하의 Nb 함유 미세 석출물이 분포되어 있는 것을 특징으로 하는 페라이트계 스테인레스 강판의 제조 방법.

명 세 서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

- <3> 본 발명은 자동차 및 다른 부품용 강판으로 가공되는 재료로서 유용한 이방성이 작으면서 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판에 관한 것이다.
- <4> Nb나 Ti와 함께 C와 N의 안정화물에 의해 내열성 및 내식성이 개선된 페라이트계 스테인레스 강판은 다양한 산업 분야에서 사용되어 왔다. 이를 테면, 그러한 페라이트계 스테인레스 강판은 자동차용 배기 가스 경로 부재로서 사용된다. 예민화를 억제하고 내입계 부식 감수성을 개선하기 위한 Nb나 Ti를 함유하는 SUS409L, SUS436L 또는 SUS436J1L 과 같은 강재는 내식성이 우수한 중앙 파이프나 머플러로 사용된다. C와 N 함유량의 화학양론 이상의 비율로 Nb나 Ti를 함유함으로써 강철 매트릭스에서의 고용상태의 과잉으로 인해 고온 강도를 개선한 SUS430LX, SUS430J1L 또는 SUS444와 같은 강철 재료는 내열성이 우수한 배기 매니폴드나 프런트 파이프로 사용된다.
- <5> 그런데, 배기 가스 경로 부재는 공간 절약과 배기 효율 향상을 위해 더욱더 복잡한 형태로 설계되는 경향이 있다. 그러한 복잡한 형태 때문에, 페라이트계 스테인레스 강철은 심한 변형후에라도 결함의 발생없이 매우 우수한 가공성이 있어야만 한다.
- <6> 가공성의 개선에 대한 요구는 배기 가스 경로 뿐만 아니라 다른 용도에서도 존재한다. 즉, 페라이트계 스테인레스 강철은 제품의 기능성 및/또는 디자인을 개선하기 위해서 보다 복잡한 제품의 형태가 될수록, 우수한 가공성이 요구된다.
- <7> 가공성에 있어서 페라이트계 스테인레스 강철의 개선을 위한 여러가지 제안이 있다. 이러한 가공성 향상 수단은 기본적으로 조성의 조정과 제조 방법의 적절한 조절로 분류된다.
- <8> JP 51-29694B와 JP 51-35369B에서 제안한 합금 설계는 비교적 많은 양의 Ti, Nb와 같은 탄질화물 형성 원소의 첨가와 함께 C 및 N 함유량을 저감하는 방법이다. 첨가제 Ti와 Nb가 배기 가스 경로용 부재에 필요한 강철의 내식성 및 내열성은 물론 가공성을 향상시키기 때문에, 배기 가스 경로 부재용 페라이트계 스테인레스 강철에 대한 Ti 및/또는 Nb의 첨가는 가공성과 배기 시스템에 요구되는 성능의 개선에 있어서 의미가 있다.

- <9> 디프-인발가공성을 나타내는 값 $\bar{r}$ 은 Ti 및/또는 Nb를 첨가함으로써 확실히 개선되지만, 첨가제 Ti 및 Nb는 바람직하지 못하게 $\bar{r}$ 값의 이평면내 이방성 Δr 을 크게 한다. 이러한 점에서, 이들 합금 원소의 미소한 첨가는 페라이트계 스테인레스 강철에 대해 심한 변형에 대한 요구 조건을 만족시키는 충분한 가공성을 주기에 충분하지 않다.
- <10> 하나 또는 그 이상의 Al, B, Cu의 첨가 또한 가공성을 향상시키는 것으로 알려져있다.
- <11> 강철 제조 단계로부터 냉간 압연 또는 최종 소둔 단계에 이르기까지 제조 조건의 적절한 조절에 대한 다양한 방법 또한 제안되어 있다. 예를 들어, 제강 단계에서 등축 정제의 결정 구조로의 주형 슬라브의 변형, 그리고 열간 압연 단계에 있어서의 개시 온도의 저하, 적당한 온도에서 강스트립 소킹(압연 중에 균열 계속 유지) 및 코일링 온도의 저하 등이다. 이러한 온도 조절은 종종 저하 비율의 조절과 공동으로 수행된다. 열간 압연시 강스트립과 워크롤 사이의 마찰 계수의 조절 또한 가공성 개선에 효과적이다. 이러한 모든 방법들은 재결정화에 악영향을 끼치는 주조 구조의 파괴에 목적이 있다.
- <12> "스테인레스 강철 핸드북"(1995년 일본 Stainless Steel Society 편집 및 Nikkan Kogyo Shimbyun Co. 발행) p.935에 명시된 바와 같이, 열간 압연 단계에 이어지는 단계에서조차도, 냉간 압연 비율의 증가가 평면내 이방성 Δr 및 $\bar{r}$ 값 개선에 또한 효과가 있다. 그 목적을 위해서 Ti로 합금된 강철의 냉간 압연 비율(냉연율)은 반드시 60% 이상(바람직하게는 70-90%)의 값으로 결정된다. 냉간 압연 조건과 소둔 조건 또는 더 큰 워크롤과의 다양한 조합으로 2회 냉간 압연-2회 소둔은 가공성 개선에 또한 효과적이다. 예를 들어, 합금 원소가 작은 비율로 합금된 SUS430 조성의 강철 기재 또는 Al 및 Ti 가 합금된 SUS430 조성의 강철 기재는 제조 조건에 의해 가공성이 향상된 강철들이다.
- <13> 그러나, JP 6-17519B 와 JP 8-311542A 에 명시된 바와 같이, "Ti 및 Nb 중 하나 또는 둘" 로 나타내는 지식을 언급하는 확장과 함께, 내식성 또는 내열성 사용을 위한 Ti 또는 Nb 합금된 페라이트계 스테인레스 강철의 제조 조건의 연구에 대해서는 단지 몇 가지의 조사 보고만이 있다. 지금까지 제안된 이러한 방법들은 종래의 제조 공정에 있어서 추가적인 수단이나 제조 공정 자체의 불가피한 변화를 필요로 하기 때문에, 결국 제조 비용의 상승 및 제품의 가격의 상승을 초래한다.
- <14> 가공성에 대한 제조 조건의 영향은 두께 0.7-0.8mm 의 페라이트계 스테인레스 강판에 대해 조사되어 왔지만, 1.0mm보다 두꺼운 페라이트계 스테인레스 강판의 가공성에 대한 영향은 아직 명백하게 설명된 바가 없다. 실질적인 사용을 고려하여, 두께 2mm 정도의 더 두꺼운 강판이 자동차용 배기 가스 경로 부재로 널리 사용되어 왔다. 위에서 언급한 방법이 이러한 두꺼운 스테인레스 강판의 제조 공정에 적용될 때, 열간 압연된 강스트립은 70% 이상의 냉간 압연 비율을 실현하기 위해서 반드시 6mm보다 더 두껍게 된다. 그 결과, 저온 인성과 굴곡성에 의해 영향을 받는 통관성의 안정화가 필요할 뿐만 아니라, 열간 압연된 강판은 냉간 압연 부하가 커지기 때문에, 제조 비용의 상승이 불가피하다.
- <15> 요컨대, 페라이트계 스테인레스 강철이 1.0 mm 보다 두꺼운 강스트립으로 압연될 때조차도, 추가적인 수단의 필요성이나 제조 비용의 상승 없이 가공성이 우수한 Ti 또는 Nb 합금된 페라이트계 스테인레스 강철의 제공이 강하게 요구된다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

- <16> 본 발명은 내식성 또는 내열성에 유해한 원소의 저감이나 내식성 또는 내열성에 효과적인 특별한 원소들의 첨가 없이, 더 나아가서는 두께에 제한없이, 결정 방위의 제어에 대한 Nb-함유 석출물의 영향에 의해 가공성이 개선된 페라이트계 스테인레스 강판의 공급에 목적이 있다. 강철 매트릭스 안에 미세한 Nb-함유 석출물의 존재는 또한 평면내 이방성을 줄이고 가공성을 개선하는데 효과적이다.
- <17> 본 발명은 가공성이 우수한 두 가지 종류의 페라이트계 스테인레스 강판을 새롭게 제안한다.
- <18> 첫번째 제안은 C:0.03질량%이하, N:0.03질량%이하, Si:2.0 질량%이하, Mn:2.0질량%이하, Ni:0.6질량%이하, Cr:9~35질량%, Nb:0.15~0.80질량% 그리고 나머지는 불가피한 불순물을 제외하고는 Fe로 구성되고, 입자 크기 2 μm 이하의 석출물을 0.5 질량% 이하의 비율로 함유하는 금속 조직을 갖으며, 두께의 1/4 깊이에 있어서의 결정 방위가 표면에서 식 (a)에 의해 정의된 적분 강도비에서 1.2 이상인 페라이트계 스테인레스 강판을 지시한다.

- <19> 적분강도비= $[I_{(211)} / I_{0(211)}] / [I_{(200)} / I_{0(200)}]$ (a)
- <20> 여기서, $I_{(211)}$ 과 $I_{(200)}$ 은 XRD에 의해 측정된 상기 강철 시료의 (211)과 (200) 면에서의 회절 강도를 나타내고, 반면에 $I_{0(211)}$ 과 $I_{0(200)}$ 은 무방향 시료의 (211)과 (200)면에서의 회절 강도를 나타낸다.
- <21> 페라이트계 스테인레스 강판은 하나 또는 그 이상의 Ti:0.5질량%이하, Mo:3.0질량%이하, Cu:2.0질량%이하 및 Al:6.0질량%이하를 더 함유할 수도 있다. 페라이트계 스테인레스 강철은 열간 압연된 강스트립, 열간 압연된 강판, 냉간 압연된 강스트립, 냉간 압연된 강판 또는 용접강판의 형태로 시장에서 공급된다. 본 명세서에서 용어 "강판" 은 이러한 재료 모두를 포함한다.
- <22> 페라이트계 스테인레스 강판은 700~850℃에서 25 시간 이하 동안 석출 처리를 한 후, 900~1100℃에서 1분 이하의 최종 소둔을 하는 단계를 포함하는 공정에 의해 제조된다.
- <23> 두 번째 제안은 평면내 이방성이 작고 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강판에 대한 것이다. 이 스테인레스 강판은 상기와 똑같은 조성을 갖으며, 강철 매트릭스에서 최종 소둔 시에 가열에 의해 일단 생성되어 있는 미세 석출물을 분산시킴으로써 최종 소둔 상태에서 0.5 질량% 이하의 비율로 제어된 입자 크기 0.5 μm 이하의 미세 석출물을 포함하는 금속 조직으로 구성된다. 식 (b)에 의해 정의된 적분 강도비가 2.0 이상의 결정 방위를 갖는다.
- <24> 적분 강도비= $[I_{(222)} / I_{0(222)}] / [I_{(200)} / I_{0(200)}]$ (b)
- <25> 여기서, $I_{(222)}$ 과 $I_{(200)}$ 은 XRD에 의해 측정된 상기 강철 시료의 (222)와 (200)면에서의 회절 강도를 나타내고, 반면에 $I_{0(222)}$ 과 $I_{0(200)}$ 은 무방향 시료의 (222)와 (200)면에서의 회절 강도를 나타낸다.
- <26> 식 (b)에 의해 정의된 적분 강도비는 0.4~1.2 질량%의 범위에 있는 비율로 최종 소둔 하기 전의 열처리에 의해 한번 생성된 Nb-함유 미세 석출물을 제어함으로써 2.0 이상의 수준으로 유지된다.
- <27> 이들 페라이트계 스테인레스 강철은 명기된 조성을 갖는 강철을 최종 소둔 전에 어떤 한 단계에서 450~750℃의 범위에 있는 온도로 20 이하의 시간 동안 석출-가열하고, 그후에 최종 소둔 시 900~1100℃에서 1분 이하의 시간 동안 가열함으로써 제조된다.

발명의 구성 및 작용

- <28> 본 발명자들은 C와 N을 탄질화물로서 고정하기에 충분한 비율로 Nb 및 Ti 중 하나 또는 양쪽 모두를 함유하는 페라이트계 스테인레스 강철이 일반적으로는 $\bar{r}$ 값을 증가하기에는 불충분한 값으로 여겨지는 50~60%의 감소율로 냉간 압연된다는 가정하에서, 다양한 관점으로부터 가공성에 대한 조성 및 제조 조건의 영향을 검토하였다. 검토의 과정에서, 본 발명자들은 Nb-합금된 페라이트계 스테인레스 강철을 최종 소둔하기 전 어떠한 단계에서 석출물을 생성하기 위한 열처리를 함으로써, 가공성이 우수한 강스트립이나 강판으로 가공할 수 있다는 사실을 발견하였다.
- <29> 새롭게 발견된 석출물의 영향을 기반으로 하는 본 발명은 두께가 1.0mm를 초과했을 때에도 우수한 가공성을 갖는 스테인레스 강판을 제공할 수 있다.
- <30> 최종 소둔 전에 석출-처리를 함으로써 생성된 석출물들은 페라이트계 스테인레스 강판의 가공성에 상당한 영향을 나타낸다. 예를 들어, 도 1은 입자 크기 2 μm 이하의 석출물의 총 비율과, 두께 4.5mm의 12Cr-0.8Mn-0.5Si-0.6Nb 강판을 30 초 석출-처리를 하여 석출물을 생성하고, 두께 2.0mm로 냉간 압연한 후 1040℃에서 최종 소둔을 함으로써 제조된 페라이트계 스테인레스 강판의 가공성 사이의 관계를 나타낸다. 1.1 질량% 위에서 입자 크기 2 μm 이하의 석출물의 총 비율의 증가함에 따라 평균 소성 변형비 $\bar{r}$ 의 급증이 나타난다. 상기 식 (a)에 의해 정의된 적분 강도비는 또한 평균 소성 변형비 $\bar{r}$ 의 증가에 따라, 페라이트계 스테인레스 강판이 우수한 가공성을 갖는 목적의 형태로 변형되는 1.2 이상의 수준까지 증가한다.
- <31> 위에서 언급된 결과를 고려하여, 식 (a)에 의해 정의되는 적분 강도비는 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강철을 제공하기 위하여 1.2 이상의 값으로 유지되어야 하며, 다시 말하면, 평균값 $\bar{r}$ 이 1.5 이상이어야 한다. 1.2 이상의 적분 강도비는 총비율 1.1 질량% 이상으로 입자 크기 2 μm 이하의 석출물을 생성함으로써 얻어진다. 인성이 크게 중요시되지 않은 부재로서 사용되는 스테인레스 강판에 있어서는 최종 소둔 상태에서의 석출

물의 총 비율을 반드시 제어할 필요는 없지만, 석출물이 취성 파괴의 기점으로 작용하기 때문에 석출물의 총 비율은 명기된 범위에서 비교적 낮은 수준으로 유지하는 것이 바람직하다.

- <32> 평면내 이방성이 작으면서 우수한 가공성은 최종 소둔된 강판에서 총 비율이 0.5질량% 를 넘지 않도록 0.5 μm 이하의 미세 석출물의 비율을 제어함으로써 얻어진다.
- <33> 예를 들어, 14Cr-1Mn-1Si-0.4Nb-0.1Cu 강철은 두께 4.5mm의 강판으로 열간 압연되고, 30초 가열되어 미세 석출물을 생성하고, 0.2mm의 두께로 냉간 압연되고, 그후 1040℃에서 최종 소둔되는 공정을 거친다. 이러한 조건 하에서, 미세 석출물의 생성에 대한 석출-처리의 영향을 연구하기 위하여 석출-처리를 위한 온도를 변화한다.
- <34> 최종 소둔된 강판의 가공성은 최종 소둔 전에 강철 매트릭스에 존재하는 입자 크기 0.5 μm 이하의 미세 석출물의 총 비율과의 관계에 대하여 검토되고 분류되었다. 가공성은 평균값 $\bar{r}$ 과 평면내 이방성 Δr 으로서 평가된다. 결과는 도 2에 나타나 있으며 식 (b)에 의해 정의된 적분 강도비도 또한 표시된다.
- <35> 도 2에 나타난 결과는 입자 크기 0.5 μm 이하의 미세 석출물의 총비율이 0.4질량% 이상으로 증가하면 평균값 $\bar{r}$ 의 증가와 평면내 이방성 Δr 의 감소를 초래한다는 것을 증명한다. 미세 석출물의 증가는 또한 적분 강도비의 증가를 초래한다. 적분 강도비는 페라이트계 스테인레스 강판이 우수한 가공성을 보이는 영역에서, 2.0 이상의 수준으로 유지된다. 다른 한편으로는, 미세 석출물의 총 비율이 1.2질량%을 넘으면, 미세 석출물의 비율에 상관없이 평균값 $\bar{r}$ 는 감소하지 않지만, 평면내 이방성의 급증과 적분 강도비의 감소의 원인이 된다.
- <36> 위에서 언급한 결과를 고려할 때, 페라이트계 스테인레스 강판의 우수한 가공성을 제공하기 위해서는 식 (b)에 의해 정의된 적분 강도비는 2.0 이상의 값으로 다시 말하면, 평면내 이방성 Δr 은 0.5 이하이고, 평균값 $\bar{r}$ 는 1.2 이상으로 유지되어야 한다는 것을 알 수 있다. 2.0 이상의 적분 강도비는 입자 크기 0.5 μm 이하의 미세 석출물을 0.4~1.2질량% 범위의 총비율로 생성함으로써 얻을 수 있다. 인성이 크게 중요시되지 않는 부재로 사용되는 스테인레스 강판의 경우는 최종 소둔된 상태에서 미세 석출물의 총 비율이 반드시 제어될 필요가 없지만, 발명된 합금계에서는, 석출물이 취성 파괴의 기점으로 작용하므로, 미세 석출물의 총 비율은 0.4~1.2질량%의 범위에서 상대적으로 낮은 수준으로 유지되는 것이 바람직하다. 페라이트계 스테인레스 강판의 인성은 최종 소둔 후에 입자 크기 0.5 μm 이하의 석출물의 총 비율을 0.5질량%이하로 감소시키기 위하여, 최종 소둔 단계에서, 집합 조직의 성장을 제어하는데 사용된 석출물을 고용시킴으로써 확보된다.
- <37> 석출물의 총비율에 따른 가공성의 변화는 아직 충분히 명백하게 설명되지 않았지만, 본 발명자들은 가공성에 대한 석출물의 효과를 다음과 같이 가정한다.: 열간 압연된 강스트립이나 강판은 재결정화 온도보다 낮은 온도에서 소둔함으로써, 그 안에 Nb-함유 석출물들이 충분히 분포된 금속 조직으로 개질된다. 발명된 합금계에서, Nb-함유 석출물들은 Fe_3Nb 기반의 Laves 상 및 $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$ 기반의 탄질화물이다. 이들 석출물들은 최종 소둔시에, 가공성 개선에 효과적인 (211)과 (222)면 집합 조직의 우선적인 성장을 촉진하지만, 가공성에 악영향을 주는 (200)면 집합 조직의 발달을 억제한다. 결과적으로, 소둔된 강판은 가공성이 우수하다.
- <38> 페라이트계 스테인레스 강판의 인성은 최종 소둔 후에 입자 크기 2 μm 이하, 바람직하게는 0.5 μm 이하의 석출물의 총 비율을 0.5질량%이하로 감소시키기 위하여, 최종 소둔 단계에서, 집합 조직의 성장을 제어하는데 사용된 석출물을 고용시킴으로써 확보된다.
- <39> 새롭게 제안된 페라이트계 스테인레스 강철은 다음과 같이 명기된 조성을 갖는다.
- <40> C 및 N: 각각 0.03질량% 이하
- <41> C 및 N은 일반적으로 크리프 강도와 같은 고온 강도의 향상을 위한 원소들이지만, 과도한 C와 N의 첨가는 내식성, 내산화성, 가공성 및 인성을 저하시킬 뿐만 아니라 C와 N을 탄질화물로서 고정하는데 필요한 Nb함유량의 증가를 필요로 한다. 이러한 점에서, C와 N의 함유량은 바람직하게 낮은 수준으로 조정된다. 실제로, C와 N의 각각의 함유량은 0.03질량%(바람직하게는 0.02질량%)을 넘지 않도록 설정된다.
- <42> Si: 2.0질량%이하
- <43> Si는 고온에서의 내산화성을 개선하는데 매우 효과적인 합금 성분이다. 그러나, Si의 과도한 첨가는 경도를 증가시키고 가공성과 인성을 저하시키는 원인이 된다. 이러한 점에서, Si의 함유량은 2.0질량%(바람직하게는 1.5질량%)를 넘지않는 수준으로 조정된다.

- <44> Mn:2.0질량%이하
- <45> Mn은 스케일 박리성은 물론 고온에서의 내산화성을 개선하기 위한 합금 성분이지만, Mn의 과도한 첨가는 용접성에 악영향을 미친다. 게다가, 오스테나이트 형성제인 Mn의 과도한 첨가는 마르텐사이트 상의 생성을 촉진하여, 결과적으로 가공성의 저하를 초래한다. 따라서, Mn 함유량의 상한은 2.0질량%로 결정된다.(바람직하게는 1.5질량%)
- <46> Ni:0.6질량%이하
- <47> Ni는 오스테나이트 상 안정화 원소이므로, Mn과 마찬가지로 과도한 Ni의 첨가는 마르텐사이트 상의 생성을 촉진하고 가공성을 저하한다. Ni는 또한 고가의 원소이다. 이러한 점에서, Ni 함유량의 상한은 0.6질량%로 결정된다.(바람직하게는 0.5질량%)
- <48> Cr:9~35질량%
- <49> Cr은 페라이트 상의 안정화, 고온 용도에 필요한 내산화성, 내식용도에 필요한 내공식성, 내후성을 위한 필수 원소이다. Cr함유량의 증가에 따라 내열성과 내식성은 좋아지지만, Cr의 과도한 첨가는 강철의 취화와 경질화의 원인이 되어,가공성을 저하한다. 따라서, Cr의 함유량은 9~35질량%의 범위로 조절된다.(바람직하게는 12~19질량%)
- <50> Nb:0.15~0.08질량%
- <51> 일반적으로, Nb는 C와 N을 탄질화물로서 고정하고, 나머지 Nb는 강철의 고온 강도를 개선시킨다. 게다가, 첨가제 Nb는 발명된 강철에서 재결정화된 집합 조직을 제어하는데 사용된다. 미세 석출물의 생성은 열간 압연된 강판의 매트릭스에서 Nb를 고용함으로써 확보된다.
- <52> C와 N을 탄질화물로서 고정하는데 소비된 첨가제 Nb의 일부는 Nb(C,N)의 형태로 존재하고, 열간 압연 단계에서부터 최종 소둔 단계에 이르기까지 본질적으로 그 형태나 비율을 바꾸지 않는다. 다른 한편으로는, 열간 압연된 강스트립이나 강판에 고용되어 있는 첨가제 Nb의 다른 일부는 최종 소둔에 앞서 석출 처리에 의해서 Fe_3Nb_3C , Fe_2Nb 또는 그런 종류의 다른 형태로 석출하며, 그 석출물들은 가공성 향상에 효과적인 재결정화된 집합 조직의 우선적인 성장을 유리하게 제어한다. 이러한 점에서, Nb의 비율은 C와 N을 탄질화물로서 고정하는데 필요한 비율 이상의 수준으로 유지되어야 한다. 따라서, Nb 함유량의 하한은 0.15질량%(바람직하게는 0.20질량%)로 결정된다. 그러나, Nb의 과도한 첨가는 인성에 유해한 석출물의 지나친 생성의 원인이 되므로, Nb의 비율은 0.80질량%(바람직하게는 0.50질량%)를 넘지 않도록 제어된다.
- <53> Ti:0.5질량%이하
- <54> Ti는 Nb와 마찬가지로 탄질화물로서 C 및 N을 고정하고 내입계 부식성을 개선하는 선택적인 원소이다. 그러나, 과도한 Ti의 첨가는 강철의 인성과 가공성을 저하하고 강판의 외형에 악영향을 끼친다. 이러한 점에서, Ti의 상한은 0.5질량%(바람직하게는 0.3질량%)로 결정된다.
- <55> Mo:3.0질량%이하
- <56> Mo는 내식성 및 내열성 (고온 강도 및 고온에서의 내산화성 포함)개선을 위한 원소이고, 따라서 Mo는 뛰어난 특성을 요구하는 용도를 위한 강철에 선택적으로 첨가된다. 그러나, Mo의 과도한 첨가는 강철의 열간 압연성, 가공성 및 인성을 저하하고 또한 강철의 원가를 상승시킨다. 이러한 점에서, Mo 함유량의 상한은 3.0질량%(바람직하게는 2.5질량%)로 결정된다.
- <57> Cu:2.0질량%이하
- <58> Cu는 내식성 및 고온 강도 개선을 위한 선택적인 합금 성분이며 또한 페라이트계 스테인레스 강철에 항균성을 부여한다.그러나, Cu의 과도한 첨가는 강철의 열간 압연성의 저하를 초래하고 가공성 및 인성을 악화시킨다. 이러한 점에서,Cu 함유량의 상한은 2.0질량%(바람직하게는 1.5질량%)로 결정된다.
- <59> Al:6.0질량%이하
- <60> Si와 마찬가지로 고온에서 페라이트계 스테인레스 강철의 내산화성의 개선을 위한 선택적인 합금 성분이다. 그러나, Al의 과도한 첨가는 경도 증가의 원인이 되고 강철의 가공성과 인성을 악화시킨다. 이러한 점에서, Al 함유량의 상한은 6.0질량%(바람직하게는 4.0질량%)로 결정된다.

- <61> 다른 원소들의 비율은 본 발명에서 특별히 정의되지는 않지만, 하나 또는 그 이상의 그러한 다른 원소들은 필요한 경우에 따라서 첨가될 수도 있다. 예를 들어, 고온 강도를 위한 Ta, W, V 및 Co, 고온에서 내산화성을 위한 Y와 REM, 그리고 열간 가공성 및 인성을 위한 Ca, Mg, B 등이 있다. Ta, W, V 및/또는 Co의 비율은 바람직하게 3.0질량% 이하이고, Y 및/또는 REM의 비율은 바람직하게 0.5질량%, 그리고 Ca, Mg 및/또는 B의 비율은 바람직하게 0.05질량% 이하이다.
- <62> P, S, O와 같은 일반적인 불순물들은 가능한 가장 낮은 수준으로 제어하는 것이 바람직하다. 예를 들어, P는 0.04질량% 이하, S는 0.03질량% 이하, 그리고 O는 0.02질량% 이하로 한다. 이들 불순물들은 강철의 가공성과 인성을 개선하기 위하여 좀더 낮은 수준으로 엄격하게 제어될 수 있다.
- <63> 첫번째 타입 스테인레스강 강판의 제조 조건
- <64> 페라이트계 스테인레스 강판은 25시간 이하의 시간동안 700~850℃에서 가열되어 강철 매트릭스안에 Nb-함유 입자를 석출한다. 석출 처리는 연속적인 또는 배치 타입 소둔 화로를 이용하여, 제강 단계로부터 최종 소둔 전 어떤 단계에서 수행된다. 석출 처리의 조건은 가공성에 효과적인 입자 크기 2μm 이하의 석출물을 적절한 비율로 생성하기 위하여 제어된다.
- <65> 스테인레스 강판의 가공성은 입자 크기 2μm 이하의 석출물을 총비율 1.1 질량% 이상으로 생성함으로써 현저하게 개선된다. 입자 크기 2μm 이하의 석출물들은 700℃ 이상의 가열 온도에서 생성되지만, 850℃를 넘는 온도에서의 지나친 가열은 입자 크기 2μm 이상의 석출물 생성의 원인이 된다. 다른 한편으로는, 700℃ 아래의 더 낮은 온도에서 가열하면 입자 크기 2μm 이하의 석출물의 생성이 불충분하다.
- <66> 석출 처리를 위한 시간 t는 가열 온도 T(℃)에 따라서 적절히 결정된다. 실제로, 시간 t와 가열 온도 T는 다음 식에 의해 정의된 값 λ을 19~23의 범위로 유지하기 위해서 결정된다. 석출 처리는 25시간 이내에 완료되어야 한다. 그렇지 않으면 장시간 열처리 때문에 생산성이 저하하고 석출물이 조대한 입자로 성장하게 된다.
- <67>
$$\lambda = (T + 273) \times (20 + \log t) / 1000$$
- <68> 석출 처리에 의해 적정 비율로 입자 크기 2μm 이하의 석출물이 분포되어 있는 금속 조직의 스테인레스 강판은 재결정화하여 압연 조직을 해소하기 위해 900~1100℃에서 최종 소둔된다. 재결정화는 900℃ 이상의 소둔 온도에서 일어나지만, 1100℃가 넘는 온도에서의 지나친 소둔은 조대 결정립의 생성을 촉진하고 강판의 인성을 악화시킨다. 생산성과 에너지 소비를 고려하여, 최종 소둔은 바람직하게 1분 이내에 완료된다.
- <69> 최종 소둔의 조건은 인성(특히 2차적인 가공성)의 향상을 위해 입자 크기 2μm 이하의 고용되지 않은 석출물의 총비율을 0.5질량% 밑으로 감소하도록 제어된다. 강철 제품이 최종 소둔된 상태에서 너무 많은 석출물이 남아있으면, 그들이 취성 파괴의 기점으로 작용한다.
- <70> 최종 소둔시에 일어나는 재결정화는, Nb-함유 석출물에 의해 영향을 받는다. 즉, (100)면 집합 조직의 성장은 억제되는 반면에, (211)면 집합 조직은 우선적으로 성장한다. 결과적으로, 위에서 언급된 식(a)에 의해 정의된 적분 강도비는 1.2 이상의 수준으로 증가한다. 적분 강도비의 증가로 인해서, 최종 소둔된 스테인레스 강판이 1.5 이상의 평균 소성 변형비 $\bar{\epsilon}$ 와 함께 가공성이 향상된다.
- <71> 두 번째 타입 스테인레스 강판의 제조 조건
- <72> 페라이트계 스테인레스 강판은 강철 매트릭스에서 미세 Nb-함유 입자를 석출하기 위하여, 최종 소둔에 앞선 어떤 단계에서 450~750℃로 가열된다. 입자 크기가 0.5μm 이하인 미세 석출물을 총 비율 0.4질량% 이상으로 강철 매트릭스안에 분포하기 위하여 석출 처리의 조건을 조절한다. 강철이 450℃보다 낮은 온도에서 가열되면, 미세 석출물의 생성이 거의 나타나지 않는다. 반대로, 750℃를 넘는 온도에서 강철이 가열되면, 석출물은 크기가 0.5μm 이상인 조대립으로 성장한다.
- <73> 페라이트계 스테인레스 강철은 석출물이 조대립으로 성장하는 것을 억제하기 위하여, 명기된 온도에서 20시간보다 짧은 시간동안 가열된다. 본 발명에서는 석출 처리를 위한 가열시간과 온도와의 조합을 특별히 정의하지는 않지만, 페라이트계 스테인레스 강철의 특성을 안정화하기 위해서 위에서 언급한 λ값을 13~19 범위 이내로 유지하도록 가열 조건을 결정하는 것이 바람직하다.
- <74> 페라이트계 스테인레스 강철은 그후 900~1100℃의 범위에 있는 온도에서 1분 이내의 시간동안 최종 소둔된다. 최종 소둔을 위한 온도가 재결정화 온도보다 낮으면, 소둔된 강철은 석출 처리에 의해 생성된 미세 석출물의 충분한 고용없이 그안에 압연 조직이 남아있는 구조로 구성된다. 남아있는 석출물은 강철 제품의 인성과 2차적인

가공성을 저하하는 반면, 남아있는 압연 조직은 평면내 이방성의 감소를 바람직하지 못하게 억제한다. 그러나, 1100℃가 넘는 지나친 가열은 결정립의 조대화의 원인이 되고, 불충분한 인성을 초래한다.

<75> 이방성이 작으면서 우수한 가공성을 위한 (222)면 집합 조직의 우선적인 성장을 보장하기 위하여, 위에서 언급한 식(b)에 의해 정의된 적분 강도비는 2.0 이상의 수준으로 조절된다.

<76> 열간 압연된 강스트립이 재결정화를 위해 최종 소둔에 앞서 석출 처리를 하게되는 한에서는, 다른 제조 조건이 반드시 정의되지는 않는다. 예를 들어, 강스트립이 한번 또는 여러번 냉간 압연될 수 있지만, 최종 소둔 이외의 다른 단계에서 재결정화 온도까지 가열되어서는 안된다. 특히 두 번 또는 그 이상 냉간 압연하는 경우는 재결정화된 조직의 생성을 방지하기 위하여, 냉간 압연 단계 후에 재결정화 온도 아래에서 스트레스 제거 소둔이 수행되어야 한다. 800~1250℃의 범위에 있는 보통의 온도에서는 열간 압연시에 재결정화가 진행되지 않기 때문에, 열간 압연 조건은 반드시 명기되지는 않는다.

<77> 열간 압연된 강스트립이 즉시 물로 냉각되어 그다음 코일화되는 경우는, 강철 매트릭스안에 미세 석출물이 생성되지 않는다. 이러한 경우, 미세 석출물 생성을 위한 석출 처리는 열간 압연 단계 후에 수행된다. 물론, 열간 압연 바로 직후에 강판스트립의 냉각 속도를 제어함으로써 미세 석출물이 생성될 수 있다. 이러한 경우, 다음에 이어지는 단계에서 미세 석출물의 생성을 위한 열처리가 꼭 필요하지는 않다.

<78> 열간 압연 후 냉각 단계에서 적절한 비율로 입자 크기 2μm 이하의 석출물을 생성하기 위해서는, 열간 압연된 강스트립의 냉각 시 위에서 언급한 석출 처리 조건이 만족되는 조건 하에서 열간 압연된 강스트립을 공-냉각하고 선택적으로 수-냉각한다.

<79> 강철 제품의 형태에 특별한 제한은 없지만, 본 발명은 전형적으로 두께가 1.0mm 이상인 스테인레스 강판의 경우에 잇점이 있다. 물론, 본 발명의 특징은 1.0mm 보다 더 얇은 스테인레스 강판 또는 스테인레스 강관을 어떤 형태로 가공하거나 용접함으로써 만들어진 제품의 경우에도 실현된다.

<80> 실시예1

<81> 표 1에 나타난 조성을 갖는 몇 가지 종류의 강철을 30Kg-진공 용해로에서 용해하고, 두께 40mm의 슬라브로 주조하고, 1250℃에서 2시간 용탕유지하고, 4.5mm의 두께로 열간 압연한 후 물로 냉각하였다. 표 1에서, No.8은 SUS409에 해당하고, No.9는 SUS436에 해당한다.

표 1

스테인레스의 화학조성

강철 No.	합금원소(질량)								비 고
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	N	기타	
1	0.007	0.85	0.81	0.07	8.63	0.35	0.006	Cu:0.06	발 명 예
2	0.025	0.51	0.75	0.11	12.02	0.58	0.010	—	
3	0.012	0.93	1.08	0.11	14.47	0.40	0.011	Cu:0.10	
4	0.014	0.31	0.34	0.12	17.85	0.42	0.010	Mo:0.52	
5	0.011	0.52	0.43	0.13	19.52	0.41	0.015	Cu:0.49	
6	0.009	0.26	0.99	0.13	18.57	0.79	0.007	Cu:0.24,Mo:2.94	
7	0.010	0.22	0.98	0.11	18.43	0.97	0.011	Cu:0.23,Mo:2.24	비 교 예
8	0.014	0.37	0.31	0.12	17.92	—	0.012	Ti:0.18,Mo:1.03	
9	0.007	0.53	0.44	0.08	11.15	—	0.005	Ti:0.21	

<82> 밀출된 수치는 본 발명의 범위를 벗어난다.

<83> 각각의 열간 압연된 강스트립은 2.0mm의 두께로 냉간 압연되었고 그후 표 2에 나타난 조건하에서 최종 소둔하였다.

표 2

제조조건

시료 No.	강철 No.	열간압연된 강스트립의 가열		냉간압연 (mm)	냉간압연된 강스트립의 가열		최종 소둔		비고
		온도 (°C)	초		온도 (°C)	초	온도 (°C)	초	
1	1	700	3600	4.5/2.0	—	—	900	10	발 명 예
2	2	700	3600	4.5/2.0	—	—	1060	10	
3	3	700	3600	4.5/2.0	—	—	1040	10	
4	2	800	3600	3.5/1.5	—	—	1040	10	
5	2	—	—	4.5/2.0	850	10	1040	10	
6	2	—	—	4.5/2.0	700	36000	1040	10	
7	2	—	—	4.5/2.0/0.8	700	36000	1040	10	
8	2	700	10	4.5/2.0	—	—	1040	60	
9	4	—	—	4.5/2.0	700	3600	1100	10	
10	5	—	—	4.5/2.0	700	3600	1080	10	
11	6	—	—	4.5/2.0	700	3600	1000	10	
12	7	—	—	4.5/2.0	700	3600	1040	10	비 교 예
13	8	—	—	4.5/2.0	700	3600	1040	10	
14	9	—	—	4.5/2.0	700	3600	1040	10	
15	2	1040	10	4.5/2.0	—	—	1040	10	
16	2	1040	10	4.5/2.0	700	3600	1040	10	
17	2	—	—	4.5/2.0	700	3600	850	10	
18	2	—	—	4.5/2.0	700	3600	1150	10	

<84>

<85> 각각의 소둔된 강판에서 잘라낸 시험편은 실온에서 인장 시험을 하였다.

<86> 최종 소둔 전과 후에 각각의 강판에서 잘라낸 다른 시험편은 석출물이외의 다른 모재 성분을 전해추출한 후에 나머지의 중량을 측정함으로써 석출물의 비율을 검출하는 테스트를 하였다.

<87> 게다가, 결정 방위를 위한 시험편은 강판을 두께의 3/4으로 절삭한 후에 강판을 연마함으로써 준비하였다. 각각의 시험편의 회절 강도는 (211)과 (200)면에서 XRD로 측정하였고, 분말 재료로부터 준비된 무방향 시험편의 회절강도는 (211)과 (200)면에서 같은 방법으로 측정하였다. 측정된 값은 결정 방위의 지표로서 적분 강도비를 계산하기 위하여 식(a)에 대입되었다.

<88> 각각의 강판의 가공성은 딥 인발가공성을 나타내는 평균 소성 변형비 $\bar{r}$ 에 근거하여 평가되었다. 평균 소성 변형비는 다음과 같은 인장 시험에 의해서 얻어졌다.: JIS #13B로 조절된 시험편은 압연 방향 L, 방향 L에 수직인 횡단 방향 T, 압연 방향에 대해서 45도 교차하는 방향D 을 따라서 각각의 강스트립을 잘라서 준비하였다. JIS Z2254("얇은 금속 판의 소성 변형비를 측정하는 시험방법")에 의해 조절된 조건 하에서 15%의 단축 인장 선-변형이 각각의 시험편에 가해졌고, 방향 L,T,D 를 따라서 소성 변형비 r_L, r_T, r_D 각각을 수평 변형에 대한 두께 변형의 비율로서 계산하였다. 계산 결과 r_L, r_T, r_D 는 평균 소성 변형비 $\bar{r}$ 와 평면내 이방성 Δr 을 구하는 하기 식에 대입되었다.

<89>
$$\bar{r} = (r_L + 2r_D + r_T) / 4$$

<90> 각각의 강판의 인성은 -75℃~ 0℃의 온도 범위에서 JIS Z2242("금속 재료에 대한 충격 테스트")에 의해 조절된 V-노치 샤르피 충격 테스트로 검사하였다. 샤르피 충격 값으로부터 각각의 강판의 연성-취성 전이 온도를 구했다.

<91> 시험 결과는 표 3에 나타낸다. 본 발명에 Nos.1-11의 페라이트계 스테인레스 강철은 최종 소둔전에 석출물의 비율과 적분 강도비로 표시되는 결정 방위 둘다 적절한 범위로 유지되었기 때문에, 더 큰 소성 변형비 $\bar{r}$ 로 인하여, 비교예 No.15보다 가공성이 뛰어나다는 것을 알 수 있다. 본 발명에 Nos. 1-11의 각각의 강철은 -50℃ 이하의 연성-취성 전이 온도를 갖는다. 즉, 실제로 그 수준에서는 취성 파괴가 일어나지 않는다. 이러한 결과는 석출물이 최종 소둔된 강판의 결정 방위를 유리하게 제어하여 가공성이 개선된다는 것을 증명한다.

<92> 비교예 Nos.12-14는 본 발명의 범위를 벗어나는 조성을 갖는 스테인레스 강철의 결과를 보여준다. 비교예 Nos.15-18은 본 발명에 의해 정의된 조성을 갖지만 다른 제조 조건하에서 가공 처리된 스테인레스 강철의 결과를 보여준다.

<93> 비교예 No.16의 강철은 비교적 양호한 가공성을 갖지만 과도한 Nb 함유량때문에 인성은 떨어진다. 비교예 Nos.13. 및 14는 Nb의 부재로 인하여, 최종 소둔에 앞서 석출 처리를 하여도 적분 강도비가 명기된 범위로 유지되지 않았기 때문에, 인성은 양호하나 가공성은 떨어진다. 석출 처리 없이 재결정화를 위한 최종 소둔을 수반하는 종래의 공정에 의해 제조된 비교예 No.15의 강철은 가공성이 떨어진다. 비교예 No.16은 열간 압연된 강스트립을 가열시 재결정화 조직이 생성되었기 때문에, 석출 처리를 하여도 가공성이 개선되지 않았다. 최종 소둔된 강판인 각각의 비교예 Nos.17 및 18은 인성이 불량했는데, 이는 시험예 No.17에서는 더 낮은 온도로 최종 소둔을 했기 때문에 석출물이 강철 매트릭스에 충분히 고용되지 않았기 때문이며, 시험예 No.18은 더 높은 온도에서의 최종 소둔으로 인하여, 결정립이 조대화되었기 때문이다.

표 3

석출물의 비율 및 강판의 특성에 대한 조성 및 제조 조건의 영향

시료 No.	강철 No.	석출물의 비율(%)		적분 강도비	값 F	인성	비고
		최종 소둔전	최종 소둔후				
1	1	1.1	0.2	1.2	○	○	발명예
2	2	1.3	0.3	2.0	○	○	
3	3	1.1	0.3	1.2	○	○	
4	2	1.3	0.4	1.9	○	○	
5	2	1.3	0.4	1.8	○	○	
6	2	1.4	0.5	2.1	○	○	
7	2	1.6	0.6	1.7	○	○	
8	2	1.6	0.3	1.6	○	○	
9	4	1.2	0.5	1.5	○	○	
10	5	1.1	0.1	1.2	○	○	
11	6	2.0	0.2	2.3	○	○	
12	7	3.0	1.1	2.9	×	×	비교예
13	8	0.1	0.1	1.0	×	○	
14	9	0.1	0.1	0.9	×	○	
15	2	0.3	0.3	0.9	×	○	
16	2	1.2	0.3	0.9	×	○	
17	2	1.3	0.8	1.4	○	×	
18	2	1.2	0.3	0.9	○	×	

밑줄친 수치는 본 발명의 범위를 벗어난다.

1.50이상의 F 값은 ○으로, 1.50이하는 ×로 표시,

인성: 연성-취성전이온도가 -50°C 이하를 ○으로, -50°C 초과를 ×로 나타낸다.

<94>

<95> 실시예 2

<96> 표 4에 나타낸 조성을 갖는 몇 가지 종류의 강철을 30Kg-진공 용해로에서 용해하고, 두께 40mm의 슬라브로 주조하고, 1250°C에서 2시간 용탕유지하고, 4.5mm의 두께로 열간 압연한 후 물로 냉각하였다. 표 4에서, Nos.1-9는 발명재이고, No.10은 비교재이며, No.11은 SUS409에 해당하고, No.12는 SUS436에 해당한다.

<97> 각각의 열간 압연된 강스트립은 2.0mm의 두께로 냉간 압연하고 그후 표 5(발명예)와 표6(비교예)에 나타낸 조건 하에서 소둔하였다.

표 4

스테인레스 강철의 조성

강철 No.	합금 원소 (질량%)								비 고
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	N	기타	
1	0.007	0.85	0.81	0.07	8.63	0.35	0.006	Cu:0.06	발 명 예
2	0.025	0.51	0.75	0.11	12.02	0.58	0.010	—	
3	0.012	0.93	1.08	0.11	14.47	0.40	0.011	Cu:0.10	
4	0.014	0.31	0.34	0.12	17.85	0.42	0.010	Mo:0.52	
5	0.011	0.52	0.43	0.13	19.52	0.41	0.015	Cu:0.49	
6	0.009	0.30	0.21	0.09	16.72	0.39	0.008	Cu:1.59	
7	0.009	0.26	0.99	0.13	18.57	0.79	0.007	Cu:0.24,Mo:2.94	
8	0.009	0.52	0.04	0.57	34.14	0.15	0.009	Ti:0.11,Al:0.13	
9	0.004	0.12	0.18	0.09	20.11	0.20	0.016	Ti:0.07,Al:5.52	
10	0.010	0.22	0.98	0.11	18.43	0.97	0.011	Cu:0.23,Mo:2.24	비 교 예
11	0.014	0.37	0.31	0.12	17.92	—	0.012	Ti:0.18,Mo:1.03	
12	0.007	0.53	0.44	0.08	11.15	—	0.005	Ti:0.21	

밑줄친 수치는 본발명의 범위를 벗어난다.

<98>

표 5

본 발명에 따른 제조조건

시료 No	강철 No.	열간 압연된 강스트립의 열처리		냉간압연 (mm)	냉간 압연된 강스트립의 열처리		최종 소둔	
		온도 (°C)	초		온도 (°C)	초	온도 (°C)	초
1	1	700	10	4.5/2.0	—	—	900	10
2	2	700	10	4.5/2.0	—	—	1060	10
3	3	700	10	4.5/2.0	600	10	1040	10
4	3	600	60	3.5/1.5	—	—	1040	10
5	3	—	—	4.5/2.0	650	10	1040	10
6	3	—	—	4.5/2.0	500	36000	1040	10
7	3	—	—	4.5/2.0/0.8	600	10	1040	10
8	3	—	—	4.5/2.0	—	—	1040	10
9	3	700	10	4.5/2.0	—	—	1040	60
10	4	—	—	4.5/2.0	600	10	1000	10
11	5	—	—	4.5/2.0	600	10	1030	10
12	6	—	—	4.5/2.0	600	10	1020	10
13	7	—	—	4.5/2.0	600	10	1100	10
14	8	—	—	4.5/2.0	600	10	1080	10
15	9	—	—	4.5/2.0	600	10	1000	10

<99>

표 6

비교를 위한 제조 조건

시료 No.	강철 No.	열간 압연된 강스트립의 열처리		냉간압연 (mm)	냉간 압연된 강스트립의 열처리		최종소둔	
		온도 (°C)	초		온도 (°C)	초	온도 (°C)	초
16	10	—	—	4.5/2.0	600	10	1040	10
17	11	—	—	4.5/2.0	600	10	1040	10
18	12	—	—	4.5/2.0	600	10	1040	10
19	3	1040	10	4.5/2.0	—	—	1040	10
20	3	1040	10	4.5/2.0	600	10	1040	10
21	3	900	10	4.5/2.0	—	—	1040	10
22	3	400	3600	4.5/2.0	—	—	1040	10
23	3	—	—	4.5/2.0	300	36000	1040	10
24	3	—	—	4.5/2.0	900	10	1040	10
25	3	—	—	4.5/2.0	600	10	850	10
26	3	—	—	4.5/2.0	600	10	1150	10
27	8	—	—	6.0/2.0	650	10	1100	600

밑줄친 수치는 본 발명의 범위를 벗어난다.

<100>

<101>

각각 소둔된 강스트립에서 잘라낸 시험편은 실온에서 인장 시험을 하였다.

<102>

최종 소둔 전과 후에 강스트립에서 잘라낸 다른 시험편들은 실시예 1과 같은 방법으로 미세 석출물의 비율과 결정 방위를 검출하는 시험을 하였지만, 결정 방위는 식 (b)에 의해 정의된 적분 강도비로서 나타낸다.

<103>

각각의 강판의 가공성과 인성은 또한 실시예 1과 같은 방법에 의해서 평가되었다.

<104>

모든 시험 결과는 표 7(발명에)와 표 8(비교예)에 나타낸다.

<105>

표 7과 표 8을 비교해보면, 최종 소둔전 강철 매트릭스에서 석출물의 비율과 강판의 결정 방위(적분 강도비로 표시됨)가 적절한 범위로 잡혀있었기 때문에, 본 발명에 Nos.1-15의 강철이 종래의 공정으로 제조된 비교예 No. 19보다 평면내 이방성(Δr)이 작고 가공성 $\bar{r}$ 이 우수하다는 것을 알 수 있다. 발명에 Nos.1-15의 각각의 강철은 -50°C보다 낮은 연성-취성 전이 온도를 갖는데, 즉, 실제로 이 수준에서 취성 파괴가 일어나지 않는다. 이러한 결과는 미세 석출물이 가공성 개선에 분명히 영향을 준다는 것을 증명한다.

<106>

비교예 Nos.16-18은 비교 스테인레스 강철의 결과를 보여준다. 비교예 Nos.19-26은 본 발명에 의해서 정의된 조성을 갖지만, 다른 제조 조건하에서 공정 처리된 스테인레스 강철의 결과를 보여준다.

<107>

비교예 No.16은 비교적 가공성이 우수하지만 과도한 Nb의 함유량으로 인하여 인성은 떨어진다. 비교예 No.17 및 18의 강철은 Nb가 없기 때문에 최종 소둔에 앞서 석출 처리를 해도, 적분 강도비가 명기된 범위로 유지되지 않기 때문에, 인성은 양호하나 가공성이 떨어진다.

<108>

비교예 Nos.19및 20의 강철은 본 발명에서 명기한 온도 범위보다 높은 1040°C에서 가열함으로써 열간 압연된 강스트립이 이미 재결정화 조직으로 변형되었기 때문에, 미세 석출물의 생성을 위한 석출 처리를 하여도 가공성이 개선되지 않았다. 비교예 Nos.21및 24의 강철은 과도하게 미세 석출물을 생성하도록 더 높은 온도에서 열간 압연 또는 냉간 압연된 상태에서 가열되었기 때문에, 본 발명에 의해 명기된 범위를 벗어나는 적분 강도비와 함께 평면내 이방성이 좋지 않았다. 시험예 Nos.22및 23의 강철은 불충분하게 미세 석출물을 생성하도록 더 낮은 온도에서 열간 압연된 또는 냉간 압연된 상태에서 가열되었기 때문에, 본 발명에 의해 명기된 범위를 벗어나는 적분 강도비와 함께 가공성이 떨어졌다. 비교예 No.25는 더 낮은 온도에서의 최종 소둔으로 인하여 석출물이 강철 매트릭스에 완전히 고용되지 않았기 때문에 가공성이 떨어졌고, 비교예 No.26에서는 더 높은 온도에서 또는 비교예 No.27에서는 더 긴 시간동안 최종 소둔함으로써 결정립이 조대화되었기 때문에 비교예 Nos.25~27의 강철들 또한 가공성이 떨어졌다.

표 7

발명된 스테인레스 강철의 특성

시료 No.	강철 No.	석출물의 비율 (%)		적분강도비	$\bar{r}$	Δr	인성
		최종 소둔전	최종 소둔후				
1	1	0.9	0.2	3.0	○	○	○
2	2	0.8	0.3	2.7	○	○	○
3	3	0.9	0.3	2.5	○	○	○
4	3	1.0	0.3	2.4	○	○	○
5	3	0.9	0.3	2.6	○	○	○
6	3	1.1	0.3	2.6	○	○	○
7	3	1.0	0.3	3.6	○	○	○
8	3	0.7	0.4	2.1	○	○	○
9	3	0.9	0.3	2.3	○	○	○
10	4	1.0	0.3	2.2	○	○	○
11	5	0.9	0.3	2.4	○	○	○
12	6	0.9	0.3	2.1	○	○	○
13	7	1.2	0.5	2.0	○	○	○
14	8	0.4	0.1	2.0	○	○	○
15	9	0.6	0.2	2.0	○	○	○

$\bar{r}$: ○은 1.2 이상, ×는 1.2 미만을 나타낸다.

Δr : ○은 1.5 이하, ×는 1.5 이상을 나타낸다.

인성: 연성-취성전이온도가 -50°C 이하를 ○, -50°C 초과를 ×로 나타낸다.

<109>

표 8

비교 스테인레스 강철의 특성

시료 No.	강철 No.	석출물의 비율 (%)		적분강도비	$\bar{r}$	Δr	인성
		최종 소둔전	최종 소둔후				
16	10	2.2	1.1	1.8	×	○	×
17	11	0.1	0.1	1.4	×	×	○
18	12	0.1	0.1	1.6	×	×	○
19	3	0.3	0.3	1.0	×	×	○
20	3	0.9	0.3	1.3	×	×	○
21	3	1.8	0.4	1.0	○	×	○
22	3	0.3	0.2	1.9	×	○	○
23	3	0.2	0.2	1.8	×	○	○
24	3	1.4	0.4	1.0	○	×	○
25	3	1.0	0.8	2.1	○	○	×
26	3	0.9	0.3	1.7	○	×	×
27	8	0.8	0.3	1.9	○	×	×

$\bar{r}$: ○은 1.2 이상, ×는 1.2 미만을 나타낸다.

Δr : ○은 1.5 이하, ×는 1.5 이상을 나타낸다.

인성: 연성-취성전이온도가 -50°C 이하를 ○, -50°C 초과를 ×로 나타낸다.

<110>

발명의 효과

<111>

본 발명은 위에서 언급한 대로, 최종 소둔시 결정 방위의 제어에 대한 최종 소둔에 앞선 단계에서 생성된 석출물의 영향을 이용하여, 가공성이 우수한 페라이트계 스테인레스 강관을 제공할 수 있도록 한다. 더욱이, 미세 석출물의 비율과 결정 방위를 엄격하게 제어함으로써 평면내 이방성을 저감한다.

<112>

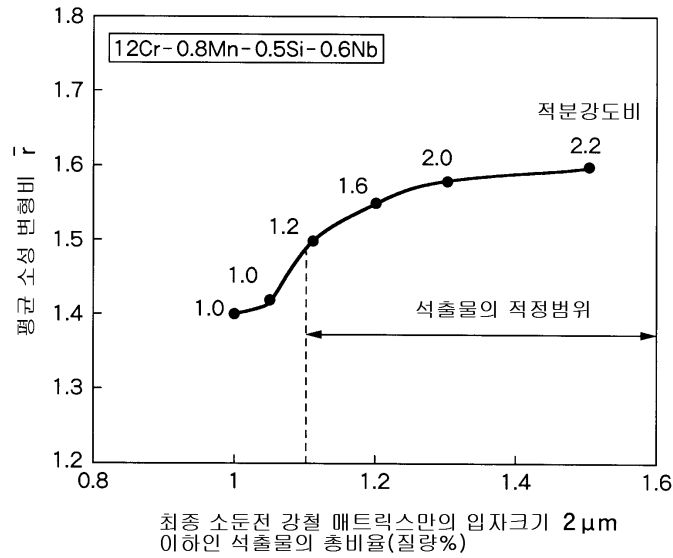
비록 강관이 비교적 1~2mm로 두꺼울 경우에도, 내열성, 내식성 및 인성과 같은 본질적인 특성의 저하없이 우수한 가공성은 확보된다. 새롭게 제안된 페라이트계 스테인레스 강관은 그 우수한 특성때문에, 자동차용 배기 가스 경로의 부재와 같이 광범위한 산업 분야에서 사용될 것이다.

도면의 간단한 설명

- <1> 도 1은 최종 소둔된 강판의 평균 변형율에 대한 최종 소둔전에 강철 매트릭스에 분포된 석출물의 영향을 나타내는 그래프이다.
- <2> 도 2는 최종 소둔된 강판의 평균 변형율과 평면내 이방성에 대한 최종 소둔 전에 강철 매트릭스에 분포된 미세 석출물의 영향을 나타내는 또다른 그래프이다.

도면

도면1



도면2

