



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 공개특허공보(A)**

(11) 공개번호 10-2013-0135352  
(43) 공개일자 2013년12월10일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)  
C22C 38/14 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 출원번호 10-2013-7027173
- (22) 출원일자(국제) 2012년04월13일  
심사청구일자 2013년10월15일
- (85) 번역문제출일자 2013년10월15일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2012/060151
- (87) 국제공개번호 WO 2012/141297  
국제공개일자 2012년10월18일
- (30) 우선권주장  
JP-P-2011-089491 2011년04월13일 일본(JP)

- (71) 출원인  
신닛테츠스미킨 카부시키카이사  
일본 도쿄도 지요다꾸 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
- (72) 발명자  
요코이 다츠오  
일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우치 2쵸메 6방 1고 신닛뽀세이테쯔 카부시키카이사 내  
슈토오 히로시  
일본 1008071 도쿄도 지요다꾸 마루노우치 2쵸메 6방 1고 신닛뽀세이테쯔 카부시키카이사 내  
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인  
성재동, 장수길

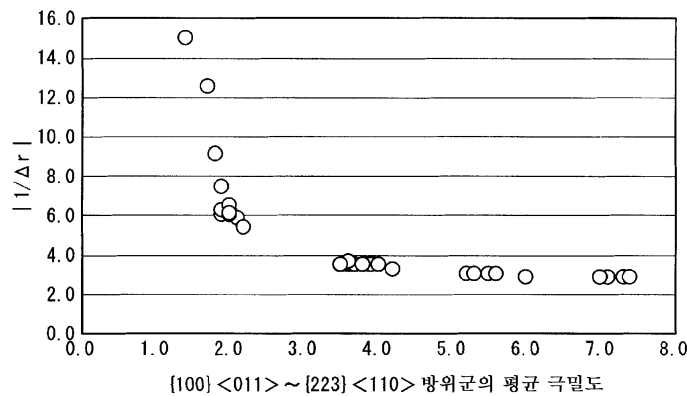
전체 청구항 수 : 총 11 항

(54) 발명의 명칭 **가스 연질화용 열연 강판 및 그 제조 방법**

**(57) 요약**

본 발명은, 등방 가공성이 우수한 가스 연질화용 열연 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다. 본 발명의 가스 연질화용 열연 강판은, 적절한 화학 성분 조성을 가짐과 함께, 강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110>, {223}<110>의 각 방위의 극밀도의 상가 평균으로 나타내어지는 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도가 1.0 이상 4.0 이하이고, 또한 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도가 1.0 이상 4.8 이하이고, 또한, 판 두께 중심에서의 평균 결정 입경이 10 $\mu$ m 이하이고, 마이크로 조직이, 조직 분율로 6% 초과인 펄라이트와 잔량부가 페라이트로 이루어지는 것이다.

**대표도 - 도1**



(72) 발명자

**오카모토 리키**

일본 1008071 도쿄도 지요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 신타론펜세이테쯔 카부시키카이사 내

**후지타 노부히로**

일본 1008071 도쿄도 지요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 신타론펜세이테쯔 카부시키카이사 내

**나카노 가즈아키**

일본 1008071 도쿄도 지요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 신타론펜세이테쯔 카부시키카이사 내

**야마모토 다케시**

일본 1008071 도쿄도 지요다쿠 마루노우치 2초메  
6방 1고 신타론펜세이테쯔 카부시키카이사 내

---

**특허청구의 범위**

**청구항 1**

질량%로,

C 함유량 [C]가 0.07% 초과 0.2% 이하인 C와,

Si 함유량 [Si]가 0.001% 이상 2.5% 이하인 Si와,

Mn 함유량 [Mn]이 0.01% 이상 4% 이하인 Mn과,

Al 함유량 [Al]이 0.001% 이상 2% 이하인 Al을 함유하고,

P 함유량 [P]를 0.15% 이하,

S 함유량 [S]를 0.03% 이하,

N 함유량 [N]을 0.01% 이하로 제한하고,

Ti 함유량 [Ti]가, 이하의 수학적 식 1을 만족시키는 Ti를 더 함유하고,

잔량부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고,

강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110>, {223}<110>의 각 방위의 극밀도의 상가 평균으로 나타내어지는 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도가 1.0 이상 4.0 이하이고, 또한 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도가 1.0 이상 4.8 이하이고,

또한, 판 두께 중심에서의 평균 결정 입경이 10 $\mu$ m 이하이고,

마이크로 조직이, 조직 분율로 6% 초과와 펄라이트와 잔량부가 페라이트로 이루어지는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판.

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq Ti \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots (1)$$

**청구항 2**

제1항에 있어서,

상기 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 상기 평균 극밀도가 2.0 이하이고, 또한, 상기 {332}<113>의 결정 방위의 상기 극밀도가 3.0 이하인 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판.

**청구항 3**

제1항에 있어서,

상기 평균 결정 입경이 7 $\mu$ m 이하인 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판.

**청구항 4**

제1항 내지 제3항 중 어느 한 항에 있어서,

질량%로,

Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 이상 0.06% 이하인 Nb와,

Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 이상 1.2% 이하인 Cu와,

Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 이상 0.6% 이하인 Ni와,

Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 이상 1% 이하인 Mo와,

V 함유량 [V]가 0.01% 이상 0.2% 이하인 V와,  
 Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 이상 2% 이하인 Cr과,  
 Mg 함유량 [Mg]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Mg와,  
 Ca 함유량 [Ca]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Ca와,  
 REM 함유량 [REM]이 0.0005% 이상 0.1% 이하인 REM과,  
 B 함유량 [B]가 0.0002% 이상 0.002% 이하인 B 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 함유하는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판.

**청구항 5**

질량%로,

C 함유량 [C]가 0.07% 초과 0.2% 이하인 C와,  
 Si 함유량 [Si]가 0.001% 이상 2.5% 이하인 Si와,  
 Mn 함유량 [Mn]이 0.01% 이상 4% 이하인 Mn과,  
 Al 함유량 [Al]이 0.001% 이상 2% 이하인 Al을 함유하고,  
 P 함유량 [P]를 0.15% 이하,  
 S 함유량 [S]를 0.03% 이하,  
 N 함유량 [N]을 0.01% 이하로 제한하고,

Ti 함유량 [Ti]가, 이하의 수학적 1을 만족시키는 Ti를 더 함유하고,

잔량부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강괴 또는 슬래브를, 1000℃ 이상 1200℃ 이하의 온도 영역에서 압하율이 40% 이상인 압하를 1회 이상 행하는 제1 열간 압연을 행하고,

상기 제1 열간 압연 완료 후로부터 150초 이내에 1000℃ 이상의 온도 영역에서 제2 열간 압연을 개시하고,

상기 제2 열간 압연에서는, 하기 수학적 2에 있어서 강판 성분에 의해 결정되는 온도를 T1℃로 한 경우에, T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서, 적어도 1회는 1패스 30% 이상의 압연을 행하고, 또한, 압하율의 합계가 50% 이상으로 되는 압하를 행하고,

Ar3 변태점 온도 이상 T1+30℃ 미만의 온도 범위에서, 압하율의 합계가 30% 이하인 제3 열간 압연을 행하고,

Ar3 변태점 온도 이상에서 열간 압연을 종료하고,

T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 30% 이상의 압하율의 패스를 대압하 패스로 한 경우, 상기 대압하 패스 중 최종 패스의 완료로부터 냉각 개시까지의 대기 시간 t초가 하기 수학적 3을 만족시키도록, 50℃/초 이상의 냉각 속도로, 냉각 온도 변화가 40℃ 이상 140℃ 이하이고, 또한, 냉각 종료 온도가 T1+100℃ 이하로 되는 냉각을 행하고,

550℃ 초과에서 권취하는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq T i \leq 0.015 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots (1)$$

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (2)$$

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots (3)$$

여기서, t1은 하기 수학적 식 4로 나타내어진다.

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (4)$$

여기서, Tf는 대압하 패스의 최종 패스 압하 후의 온도(℃), P1은 대압하 패스의 최종 패스의 압하율(%)이다.

**청구항 6**

제5항에 있어서,

상기 1차 냉각은, 압연 스탠드간에 있어서 냉각을 행하는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

**청구항 7**

제5항 또는 제6항에 있어서,

상기 대기 시간 t초가, 하기 수학적 식 5를 더 만족시키는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

$$t_1 \leq t \leq 2.5 \times t_1 \dots (5)$$

**청구항 8**

제5항 또는 제6항에 있어서,

상기 대기 시간 t초가, 하기 수학적 식 6을 더 만족시키는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

$$t < t_1 \dots (6)$$

**청구항 9**

제5항 또는 제6항에 있어서,

상기 제2 열간 압연에 있어서의 각 패스간의 온도 상승을 18℃ 이하로 하는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

**청구항 10**

제9항에 있어서,

상기 슬래브 또는 강괴가, 질량%로,

Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 이상 0.06% 이하인 Nb와,

Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 이상 1.2% 이하인 Cu와,

Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 이상 0.6% 이하인 Ni와,

Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 이상 1% 이하인 Mo와,

V 함유량 [V]가 0.01% 이상 0.2% 이하인 V와,

Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 이상 2% 이하인 Cr과,

Mg 함유량 [Mg]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Mg와,

Ca 함유량 [Ca]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Ca와,

REM 함유량 [REM]이 0.0005% 이상 0.1% 이하인 REM과,

B 함유량 [B]가 0.0002% 이상 0.002% 이하인 B 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 함유하는 것을 특징으로

하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

**청구항 11**

제5항 또는 제6항에 있어서,

상기 슬래브 또는 강괴가, 질량%로,

Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 이상 0.06% 이하인 Nb와,

Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 이상 1.2% 이하인 Cu와,

Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 이상 0.6% 이하인 Ni와,

Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 이상 1% 이하인 Mo와,

V 함유량 [V]가 0.01% 이상 0.2% 이하인 V와,

Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 이상 2% 이하인 Cr과,

Mg 함유량 [Mg]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Mg와,

Ca 함유량 [Ca]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Ca와,

REM 함유량 [REM]이 0.0005% 이상 0.1% 이하인 REM과,

B 함유량 [B]가 0.0002% 이상 0.002% 이하인 B 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 함유하는 것을 특징으로 하는, 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법.

**명세서**

**기술분야**

[0001] 본 발명은, 등방 가공성이 우수한 가스 연질화용 열연 강판 및 그 제조 방법에 관한 것이다. 본원은, 2011년 4월 13일에, 일본에 출원된 일본 특허 출원 공개 제2011-089491호에 기초하여 우선권을 주장하고, 그 내용을 여기에 원용한다.

**배경기술**

[0002] 최근, 자동차의 연비 향상을 목적으로 하는 각종 부재의 경량화를 위해서, 철합금 등의 강판의 고강도화에 의한 박육화나, Al 합금 등의 경금속의 적용이 진행되고 있다. 그러나, 강 등의 중금속과 비교한 경우, Al 합금 등의 경금속은 비강도가 높다는 이점이 있지만, 현저하게 고가라는 결점이 있다. 그 때문에, 그 적용은 특수 용도에 한정되어 있다. 따라서, 각종 부재의 경량화를 보다 저렴하고 또한 넓은 범위로 추진하기 위해서, 강판의 고강도화에 의한 박육화가 필요로 되고 있다.

[0003] 강판의 고강도화는, 일반적으로 성형성(가공성) 등의 재료 특성의 열화를 수반한다. 그 때문에, 재료 특성을 열화시키지 않고 어떻게 고강도화를 도모할지가 고강도 강판의 개발에 있어서 중요해진다. 특히, 내판 부재, 구조 부재, 하체 부재, 트랜스미션 등의 자동차 부재로서 사용되는 강판은, 그 용도에 따라서, 굽힘성, 연신 플랜지 가공성, 버링 가공성, 연성, 피로 내구성, 내충격성(인성) 및 내식성 등이 요구된다. 따라서, 이들 재료 특성과 고강도성을 높은 수준으로 밸런스 좋게 발휘시키는 것이 중요하다.

[0004] 특히, 자동차 부품 중에서, 판재를 소재로 하여 가공되어 회전체로서 기능을 발휘하는 부품, 예를 들면 오토매틱 트랜스미션을 구성하는 드림이나 캐리어 등은, 엔진 출력을 액슬 샤프트에 전달하는 중계를 하기 위한 중요 부품이다. 이들 부품은, 프리션 등을 저감하기 위해서 형상으로서의 진원도나 원주 방향의 판 두께의 균질성이 요구되고 있다. 또한, 이와 같은 부품의 성형에는, 버링 가공, 드로잉, 아이어닝, 벌징 성형과 같은 성형 양식이 사용되기 때문에, 국부 연신으로 대표되는 극한 변형능이 매우 중요시되고 있다.

[0005] 이와 같은 부재에 사용되는 강판은, 또한, 성형 후에 부품으로서 자동차에 설치한 후에 충돌 등에 의한 충격을 받아도 부재가 파괴되기 어려운 특성인 내충격성, 즉 인성을 향상시키는 것이 바람직하다. 특히 한냉지에서의 사용을 고려한 경우에는, 저온에서의 내충격성을 확보하기 위해서, 저온에서의 인성(저온 인성)을 향상시키는 것이 바람직하다. 이 때문에, 상기 강재의 내충격성을 높이는 것은 중요하다. 또한, 이 내충격성(인성)은,

vTrs(샤르피 파면 천이 온도) 등에서 규정되는 것이다.

- [0006] 즉, 상기 부품을 비롯한 판 두께의 균일성이 요구되는 부품용의 박강판에는, 우수한 가공성 외에, 소성적인 등방성과 내충격성(인성)을 양립시키는 것이 요구되고 있다.
- [0007] 예를 들면 특허 문헌 1에는, 고강도와 특허 성형성에 기여하는 각종 재료 특성을 양립시키기 위해서, 강 조직을 페라이트가 90% 이상이고 또한, 잔량부를 베이나이트로 함으로써 고강도와 연성, 구멍 확장성을 양립시키는 강판의 제조 방법이 개시되어 있다.
- [0008] 그러나, 특허 문헌 1에 개시되는 기술을 적용하여 제조되는 강판은, 소성 등방성에 대해서는 전혀 언급되어 있지 않다. 그 때문에, 예를 들면 기어 등의 진원도나 원주 방향의 판 두께의 균질성이 요구되는 부품에 적용하는 것을 전제로 하면 부품의 편심에 의한 부정확 진동이나 프리션 로스에 의한 출력의 저하가 우려된다.
- [0009] 또한, 예를 들면 특허 문헌 2, 3에는, Mo를 첨가하여 석출물을 미세화함으로써 고강도이면서 우수한 연신 플랜지성을 갖는 고장력 열연 강판이 개시되어 있다.
- [0010] 그러나, 상술한 특허 문헌 2, 3에 개시된 기술을 적용한 강판은, 고가의 합금 원소인 Mo를 0.07% 이상 첨가하는 것을 필수로 하고 있기 때문에 제조 비용이 높다는 문제점이 있다. 또한, 특허 문헌 2 및 3에 개시된 기술에 있어서는, 소성 등방성에 대하여 전혀 언급되어 있지 않다. 그 때문에, 진원도나 원주 방향의 판 두께의 균질성이 요구되는 부품에 적용하는 것을 전제로 하면, 부품의 편심에 의한 부정확 진동이나 프리션 로스에 의한 출력의 저하가 우려된다.
- [0011] 한편, 예를 들면 특허 문헌 4에는, 강판의 소성 등방성의 향상, 즉, 소성 이방성의 저감에 관하여, 엔드리스 압연과 윤활 압연을 조합함으로써, 표층 전단층의 오스테나이트에서의 집합 조직을 적정화하여 r값(랭크 포드값)의 면내 이방성을 저감하는 기술이 개시되어 있다.
- [0012] 그러나, 이와 같은 마찰 계수가 작은 윤활 압연을 코일 전체 길이에 걸쳐 실시하기 위해서는 압연 중의 롤 바이트와 압연계의 슬립에 의한 파고들기 불량을 방지하기 위해서 엔드리스 압연이 필요하다. 그 때문에, 이 기술을 적용하기 위해서는 조바 접합 장치나 고속 크롭서 등의 설비 투자가 수반되기 때문에 부담이 크다.
- [0013] 또한, 예를 들면 특허 문헌 5에는, Zr, Ti, Mo를 복합 첨가하고, 950℃ 이상의 고온에서 마무리 압연을 종료함으로써, 780MPa급 이상의 강도의 강판에 있어서, r값의 이방성을 저감하고, 연신 플랜지성과 딥 드로잉성을 양립시키는 기술이 개시되어 있다.
- [0014] 그러나, 고가의 합금 원소인 Mo를 0.1% 이상 첨가하는 것을 필수로 하고 있기 때문에, 제조 비용이 높다는 문제점이 있다.
- [0015] 강판의 인성을 향상시키는 연구는, 종래부터 진전되고 있지만, 고강도이면서 또한, 소성적인 등방성 및 인성이 우수한 가스 연질화용 열연 강판은, 상술한 특허 문헌 1 내지 5에는 개시되어 있지 않다.

**선행기술문헌**

**특허문헌**

- [0016] (특허문헌 0001) 일본 특허 출원 공개 평6-293910호 공보
- (특허문헌 0002) 일본 특허 출원 공개 제2002-322540호 공보
- (특허문헌 0003) 일본 특허 출원 공개 제2002-322541호 공보
- (특허문헌 0004) 일본 특허 출원 공개 평10-183255호 공보
- (특허문헌 0005) 일본 특허 출원 공개 제2006-124789호 공보

**발명의 내용**

**해결하려는 과제**

- [0017] 본 발명은, 상술한 문제점을 감안하여 안출된 것이다. 즉, 인장 강도로 440MPa 이상의 고강도이면서 또한, 연성

및 가공 후의 엄격한 판 두께 균일성, 진원도 및 내충격성이 요구되는 부재에의 적용이 가능하고, 또한 등방 가공성(등방성), 구멍 확장성이 우수하고, 또한, 가스 연질화 처리 후에는, 충분한 내치핑성, 내구름 이동 피로 특성을 나타내는 가스 연질화용 열연 강판 및 그 강판을 저렴하게 안정적으로 제조할 수 있는 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

**과제의 해결 수단**

[0018] 상기의 과제를 해결하여 이러한 목적을 달성하기 위해서, 본 발명은 이하의 수단을 채용하였다.

[0019] (1) 즉, 본 발명의 일 형태에 관한 열연 강판은, 질량%로, C 함유량 [C]가 0.07% 초과 0.2% 이하인 C와, Si 함유량 [Si]가 0.001% 이상 2.5% 이하인 Si와, Mn 함유량 [Mn]이 0.01% 이상 4% 이하인 Mn과, Al 함유량 [Al]이 0.001% 이상 2% 이하인 Al을 함유하고, P 함유량 [P]를 0.15% 이하, S 함유량 [S]를 0.03% 이하, N 함유량 [N]을 0.01% 이하로 제한하고, Ti 함유량 [Ti]가, 이하의 수학적 (a)를 만족시키는 Ti를 더 함유하고, 잔량부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110>, {223}<110>의 각 방위의 극밀도의 상가 평균으로 나타내어지는 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도가 1.0 이상 4.0 이하이고, 또한 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도가 1.0 이상 4.8 이하이고, 또한, 판 두께 중심에서의 평균 결정 입경이 10 $\mu$ m 이하이고, 마이크로 조직이, 조직 분율로 6% 초과인 펄라이트와 잔량부가 페라이트로 이루어진다.

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq Ti \leq 0.015$$

[0020]  $+ [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots (a)$

[0021] (2) 상기 (1)에 기재된 가스 연질화용 열연 강판은, 상기 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 상기 평균 극밀도가 2.0 이하이고, 또한, 상기 {332}<113>의 결정 방위의 상기 극밀도가 3.0 이하이어도 된다.

[0022] (3) 상기 (1)에 기재된 가스 연질화용 열연 강판은, 상기 평균 결정 입경이 7 $\mu$ m 이하이어도 된다.

[0023] (4) 상기 (1) 내지 (3) 중 어느 한 항에 기재된 가스 연질화용 열연 강판은, 질량%로, Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 이상 0.06% 이하인 Nb와, Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 이상 1.2% 이하인 Cu와, Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 이상 0.6% 이하인 Ni와, Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 이상 1% 이하인 Mo와, V 함유량 [V]가 0.01% 이상 0.2% 이하인 V와, Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 이상 2% 이하인 Cr과, Mg 함유량 [Mg]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Mg와, Ca 함유량 [Ca]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Ca와, REM 함유량 [REM]이 0.0005% 이상 0.1% 이하인 REM과, B 함유량 [B]가 0.0002% 이상 0.002% 이하인 B 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 함유해도 된다.

[0024] (5) 본 발명의 일 형태에 관한 가스 연질화용 열연 강판의 제조 방법은, 질량%로, C 함유량 [C]가 0.07% 초과 0.2% 이하인 C와, Si 함유량 [Si]가 0.001% 이상 2.5% 이하인 Si와, Mn 함유량 [Mn]이 0.01% 이상 4% 이하인 Mn과, Al 함유량 [Al]이 0.001% 이상 2% 이하인 Al을 함유하고, P 함유량 [P]를 0.15% 이하, S 함유량 [S]를 0.03% 이하, N 함유량 [N]을 0.01% 이하로 제한하고, Ti 함유량 [Ti]가, 이하의 수학적 (a)를 만족하는 Ti를 더 함유하고, 잔량부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강괴 또는 슬래브를, 1000 $^{\circ}$ C 이상 1200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 영역에서 압하율이 40% 이상인 압하를 1회 이상 행하는 제1 열간 압연을 행하고, 상기 제1 열간 압연 완료 후로부터 150초 이내에 1000 $^{\circ}$ C 이상의 온도 영역에서 제2 열간 압연을 개시하고, 상기 제2 열간 압연에서는, 하기 수학적 (b)에 있어서 강판 성분에 의해 결정되는 온도를 T1 $^{\circ}$ C로 한 경우에, T1+30 $^{\circ}$ C 이상 T1+200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 범위에 있어서, 적어도 1회는 1패스 30% 이상의 압연을 행하고, 또한, 압하율의 합계가 50% 이상으로 되는 압하를 행하고, Ar3 변태점 온도 이상 T1+30 $^{\circ}$ C 미만의 온도 범위에서, 압하율의 합계가 30% 이하인 제3 열간 압연을 행하고, Ar3 변태점 온도 이상에서 열간 압연을 종료하고, T1+30 $^{\circ}$ C 이상 T1+200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 범위에 있어서의 30% 이상의 압하율의 패스를 대압하 패스로 한 경우, 상기 대압하 패스 중 최종 패스의 완료로부터 냉각 개시까지의 대기 시간 t초가 하기 수학적 (c)를 만족시키도록, 50 $^{\circ}$ C/초 이상의 냉각 속도로, 냉각 온도 변화가 40 $^{\circ}$ C 이상 140 $^{\circ}$ C 이하이고, 또한, 냉각 종료 온도가 T1+100 $^{\circ}$ C 이하로 되는 냉각을 행하고, 550 $^{\circ}$ C 초과에서 권취한다.

$$0.005 + [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \leq Ti \leq 0.015$$

[0025]  $+ [N] \times 48 / 14 + [S] \times 48 / 32 \dots (a)$

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (b)$$

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots (c)$$

여기서, t1은 하기 수학적식 (d)로 나타내어진다.

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100) + 3.1 \dots (d)$$

여기서, Tf는 대압하 패스의 최종 패스 압하 후의 온도(℃), P1은 대압하 패스의 최종 패스의 압하율(%)이다.

(6) 상기 (5)에 기재된 가스 연질화용 열연 강관의 제조 방법에서는, 상기 1차 냉각은, 압연 스탠드간에 있어서 냉각을 행해도 된다.

(7) 상기 (5) 또는 (6)에 기재된 가스 연질화용 열연 강관의 제조 방법에서는, 상기 대기 시간 t초가, 하기 수학적식 (e)를 더 만족시켜도 된다.

$$t1 \leq t \leq 2.5 \times t1 \dots (e)$$

(8) 상기 (5) 또는 (6)에 기재된 가스 연질화용 열연 강관의 제조 방법에서는, 상기 대기 시간 t초가, 하기 수학적식 (f)를 더 만족시켜도 된다.

$$t < t1 \dots (f)$$

(9) 상기 (5) 내지 (8) 중 어느 한 항에 기재된 가스 연질화용 열연 강관의 제조 방법에서는, 상기 제2 열간 압연에 있어서의 각 패스간의 온도 상승을 18℃ 이하로 해도 된다.

(10) 상기 (9)에 기재된 가스 연질화용 열연 강관의 제조 방법에서는, 상기 슬래브 또는 강괴가, 질량%로, Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 이상 0.06% 이하인 Nb와, Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 이상 1.2% 이하인 Cu와, Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 이상 0.6% 이하인 Ni와, Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 이상 1% 이하인 Mo와, V 함유량 [V]가 0.01% 이상 0.2% 이하인 V와, Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 이상 2% 이하인 Cr과, Mg 함유량 [Mg]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Mg와, Ca 함유량 [Ca]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Ca와, REM 함유량 [REM]이 0.0005% 이상 0.1% 이하인 REM과, B 함유량 [B]가 0.0002% 이상 0.002% 이하인 B 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 함유해도 된다.

(11) 상기 (5) 내지 (8) 중 어느 한 항에 기재된 가스 연질화용 열연 강관의 제조 방법에서는, 상기 슬래브 또는 강괴가, 질량%로, Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 이상 0.06% 이하인 Nb와, Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 이상 1.2% 이하인 Cu와, Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 이상 0.6% 이하인 Ni와, Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 이상 1% 이하인 Mo와, V 함유량 [V]가 0.01% 이상 0.2% 이하인 V와, Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 이상 2% 이하인 Cr과, Mg 함유량 [Mg]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Mg와, Ca 함유량 [Ca]가 0.0005% 이상 0.01% 이하인 Ca와, REM 함유량 [REM]이 0.0005% 이상 0.1% 이하인 REM과, B 함유량 [B]가 0.0002% 이상 0.002% 이하인 B 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 함유해도 된다.

**발명의 효과**

본 발명에 의하면, 연성 및 가공 후의 엄격한 관 두께 균일성, 진원도 및 내충격성이 요구되는 부재에의 적용이 가능한 등방 가공성, 구멍 확장성, 인성이 우수한 고강도 가스 연질화용 열연 강관이 얻어진다. 또한, 상술한 가스 연질화용 열연 강관을 저렴하게 안정적으로 제조할 수 있다. 이 때문에, 본 발명은 공업적 가치가 높다.

**도면의 간단한 설명**

도 1은 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도와 등방성의 관계를 도시하는 도면이다.  
 도 2는 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도와 등방성의 관계를 도시하는 도면이다.

도 3은 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 제조 방법을 나타내는 흐름도이다.

**발명을 실시하기 위한 구체적인 내용**

- [0041] 이하에, 본 발명을 실시하기 위한 구체적인 내용에 대하여 상세하게 설명한다. 또한, 이하에서는, 조성에 있어서의 질량%를, 간단히 %라 기재한다. 또한, 본 실시 형태에 있어서는, 등방 가공성이 우수한 가스 연질화용 열연 강판을 간단히 열연 강판이라 하는 경우가 있다.
- [0042] 본 발명자들은, 연성 및 가공 후의 엄격한 판 두께 균일성, 진원도 및 내충격성이 요구되는 부재에의 적용에 적합한 가스 연질화용 열연 강판에 대하여, 가공성 외에, 등방성과 내충격성을 양립시키기 위해서 예의 연구를 거듭하였다.
- [0043] 또한, 가스 연질화용 열연 강판에서는, 부품으로서 사용될 때에 가스 연질화 처리가 행해지는 것을 상정하고 있다. 그 때문에, 원판(가스 연질화 처리를 행하지 않은 열연 강판)에서의 인성 외에, 가스 연질화 처리 후(간단히 질화 처리 후라 하는 경우가 있음)라도, 충분한 내충격성(인성)을 나타내는 것이 요구된다. 통상, 가스 연질화 처리 후의 열연 강판은, 표층에 생성되는 화합물상 등의 영향에 의해, 가스 연질화 처리 전의 열연 강판에 비해 내충격성이 열화된다. 본 실시 형태에 관한 열연 강판에서는, 원판의 인성을 목표값 이상으로 하고, 또한, 질화층을 제어함으로써, 가스 연질화 처리 후의 열연 강판의 인성에 대해서도 목표값 이상으로 하는 것을 검토하였다.
- [0044] 또한, 본 실시 형태에 있어서, 간단히 내충격성 또는 인성이라 하는 경우, 원판, 질화 처리 후의 양쪽의 내충격성 또는 인성을 나타낸다.
- [0045] 검토의 결과, 이하의 새로운 지식을 얻었다.
- [0046] 등방성을 향상시키기(이방성을 저감하기) 위해서는, 이방성의 원인인 미세결정 오스테나이트로부터의 변태 집합 조직의 형성을 회피하는 것이 유효하다. 이것을 위해서는, 마무리 압연 후의 오스테나이트의 재결정을 촉진하는 것이 바람직하다. 그리고, 그 수단으로서서는 마무리 압연에서의 최적의 압연 패스 스케줄과 압연 온도의 고온화가 유효하다.
- [0047] 한편, 질화 처리 전 및 질화 처리 후 중 어느 것에 있어서도, 내충격성(인성)을 향상시키기 위해서는 취성 파면의 파면 단위의 미세화, 즉, 마이크로 조직 단위의 미립화가 효과적이다. 이 미립화에는,  $\gamma$ (오스테나이트)→ $\alpha$ (페라이트) 변태 시의  $\alpha$ 의 핵 생성 사이트를 증가시키는 것이 유효하다. 따라서, 그 핵 생성 사이트로 될 수 있는 오스테나이트의 결정립계나 전위 밀도를 증가시키는 것이 바람직하다. 이들 결정립계나 전위 밀도를 증가시키기 위해서는,  $\gamma$ → $\alpha$  변태점 온도 이상에서 또한 가능한 한 저온에서 압연하는 것이 바람직하다. 바꿔 말하면, 오스테나이트를 미세결정으로 하고, 미세결정용이 높은 상태에서  $\gamma$ → $\alpha$  변태를 시키는 것이 바람직하다. 왜냐하면, 재결정 후의 오스테나이트립은, 재결정 온도에서의 입성장이 빠르기 때문에, 매우 단시간에 조대화되어  $\gamma$ → $\alpha$  변태 후의  $\alpha$ 상이라도 조대립으로 되기 때문이다.
- [0048] 본 발명자들은, 상기와 같이 통상의 열간 압연 수단에서는 바람직한 조건이 상반되는 조건으로 되기 때문에, 등방성과 인성의 양립은 어렵다고 생각하였다. 이에 대하여, 본 발명자들은, 등방성과 내충격성을 높은 수준으로 밸런스시킨 강판을 얻을 수 있는 전혀 새로운 열간 압연 방법을 발명하기에 이르렀다.
- [0049] 본 발명자들은, 등방성과 집합 조직의 관계에 대해서 이하의 지식을 얻었다.
- [0050] 강판을 진원도나 원주 방향의 판 두께의 균일성이 요구되는 부품으로 가공하는 경우, 트리밍이나 절삭의 공정을 생략하고 가공한 채로 부품 특성을 만족시키는 판 두께 균일성, 진원도를 얻기 위해서, 등방성의 지표인 등방성 지표  $1/|\Delta r|$ 이 3.5 이상인 것이 바람직하다. 도 1에 도시한 바와 같이, 등방성 지표를 3.5 이상으로 하기 위해서, 강판의 집합 조직에서 강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의  $\{100\}\langle 011\rangle$  내지  $\{223\}\langle 110\rangle$  방위군의 평균 극밀도는, 4.0 이하로 한다. 이 평균 극밀도가 4.0 초과로 되면 이방성이 매우 강해진다. 한편, 이 평균 극밀도가 1.0 미만으로 되면 국부 변형능의 열화에 의한 구멍 확장성의 열화가 우려된다. 더욱 우수한 등방성 지표 6.0을 얻기 위해서는,  $\{100\}\langle 011\rangle$  내지  $\{223\}\langle 110\rangle$  방위군의 평균 극밀도를, 2.0 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 등방성이 6.0 이상인 경우, 코일 내에서의 편차를 고려한 경우라도, 충분히 가공한 채로 부품 특성을 만족시키는 판 두께 균일성, 진원도가 얻어진다. 여기서,  $\{100\}\langle 011\rangle$  내지  $\{223\}\langle 110\rangle$  방위군의 평균 극밀도란,  $\{100\}\langle 011\rangle$ ,  $\{116\}\langle 110\rangle$ ,  $\{114\}\langle 110\rangle$ ,  $\{112\}\langle 110\rangle$ ,  $\{223\}\langle 110\rangle$ 의 각 방위의 상가 평균으로 나타내어지는 방위군이다. 그 때문에,  $\{100\}\langle 011\rangle$ ,  $\{116\}\langle 110\rangle$ ,  $\{114\}\langle 110\rangle$ ,  $\{112\}\langle 110\rangle$ ,  $\{223\}\langle 110\rangle$ 의 각 방위의 극밀도를 상가 평균함으로써,  $\{100\}\langle 011\rangle$  내지  $\{223\}\langle 110\rangle$

방위군의 평균 극밀도를 얻을 수 있다.

- [0051] 상기의 등방성 지표는, JIS Z 2201에 기재된 5호 시험편으로 가공하고, JIS Z 2241에 기재된 시험 방법에 따라서 행하여 구해진다. 등방성 지표인  $1/|\Delta r|$ 에 있어서의  $\Delta r$ 은 압연 방향, 압연 방향에 대하여  $45^\circ$  방향 및  $90^\circ$  방향(판 폭 방향)의 소성 변형비( $r$ 값)를 각각  $r_0$ ,  $r_{45}$ ,  $r_{90}$ 으로 정의하면,  $\Delta r = (r_0 - 2 \times r_{45} + r_{90})/2$ 로 정의된다. 또한,  $|\Delta r|$ 은,  $\Delta r$ 의 절대값을 나타낸다.
- [0052] 이들 각 방위의 극밀도는 EBSP법(Electron Back Scattering Diffraction Pattern) 등의 방법을 사용하여 측정한다. 구체적으로는,  $\{110\}$  극점도에 기초하여 벡터법에 의해 계산한 3차원 집합 조직이나  $\{110\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{211\}$ ,  $\{310\}$  극점도 중 복수의 극점도(바람직하게는 3개 이상)를 사용하여 급수 전개법에 의해 계산한 3차원 집합 조직으로부터 구하면 된다.
- [0053] 마찬가지로, 도 2에 도시한 바와 같이, 등방성 지표  $1/|\Delta r|$ 을 3.5 이상으로 하기 위해서, 강판의 집합 조직에서 강판의 표면으로부터  $5/8$  내지  $3/8$ 의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의  $\{332\}<113>$ 의 결정 방위의 극밀도를 4.8 이하로 한다. 이 극밀도가 4.8 초과로 되면 이방성이 매우 강해진다. 한편, 이 극밀도가 1.0 미만으로 되면 국부 변형능의 열화에 의한 구멍 확장성의 열화가 우려된다. 보다 우수한 등방성 지표인 6.0 이상을 얻기 위해서는,  $\{332\}<113>$ 의 결정 방위의 극밀도가 3.0 이하인 것이 보다 바람직하다. 등방성 지표의 값이 6.0 이상인 경우, 코일 내에서의 편차를 고려해도 충분히 가공한 채로 부품 특성을 만족시키는 판 두께 균일성, 진원도가 얻어지기 때문에 더욱 바람직하다.
- [0054] 또한, 상기의  $\{100\}<011>$  내지  $\{223\}<110>$  방위군의 평균 극밀도 및  $\{332\}<113>$ 의 결정 방위의 극밀도는, 의도적으로 어떤 결정 방위를 향한 결정립의 비율을 다른 방위보다도 높게 하도록 한 경우에는, 값이 높아진다.
- [0055] 또한, 상기의 평균 극밀도, 극밀도가 낮으면, 구멍 확장성 등의 가공성이 향상된다. 또한, 구멍 확장성은 70% 이상인 것이 바람직하다.
- [0056] 상술한 극밀도란, X선 랜덤 강도비와 동의이다. X선 랜덤 강도비란, 특정한 방위로의 집적을 갖지 않는 표준 시료와 공시재의 X선 강도를 동일 조건에서 X선 회절법 등에 의해 측정하고, 얻어진 공시재의 X선 강도를 표준 시료의 X선 강도로 나눈 수치이다. 이 극밀도는, X선 회절, EBSP법 또는 ECP(Electron Channeling Pattern)법 중 어느 것에 의해서도 측정이 가능하다. 예를 들면,  $\{100\}<011>$  내지  $\{223\}<110>$  방위군의 극밀도는, 이들 방법에 의해 측정된  $\{110\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{211\}$ ,  $\{310\}$  극점도 중, 복수의 극점도를 사용하여 급수 전개법에 의해 계산한 3차원 집합 조직(ODF)으로부터  $\{100\}<011>$ ,  $\{116\}<110>$ ,  $\{114\}<110>$ ,  $\{112\}<110>$ ,  $\{223\}<110>$ 의 각 방위의 극밀도를 구하고, 이들 극밀도를 상가 평균함으로써 구해진다. EBSP 등에 제공하는 시료는, 기계 연마 등에 의해 강판을 소정의 판 두께까지 표면으로부터 두께를 감소한다. 계속해서, 화학 연마나 전해 연마 등에 의해 변형을 제거함과 동시에, 판 두께의  $5/8$  내지  $3/8$ 의 범위에서 적당한 면이 측정면으로 되도록, 상술한 방법에 따라서 시료를 조정하여 측정하면 된다. 판 폭 방향에 대해서는, 강판의 단부로부터  $1/4$  혹은  $3/4$ 의 위치에서 채취하는 것이 바람직하다. 또한, 이들의 극밀도는 가스 연질화 처리 전후에서 변화하지 않는다.
- [0057] 당연한 것이지만, 상술한 극밀도의 한정이 판 두께 중앙부뿐만 아니라, 가능한 한 많은 두께에 대하여 만족됨으로써, 보다 한층 더 국부 변형능이 양호해진다. 그러나, 강판의 표면으로부터  $3/8$  내지  $5/8$ 의 판 두께에 있어서의 방위 집적이, 가장 강하게 제품의 이방성에 영향을 주기 때문에, 강판의 표면으로부터  $5/8$  내지  $3/8$ 의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부의 측정을 행함으로써, 대략 강판 전체의 재질 특성을 대표할 수 있다. 그 때문에, 강판의 표면으로부터  $5/8$  내지  $3/8$ 의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의  $\{100\}<011>$  내지  $\{223\}<110>$  방위군의 평균 극밀도와,  $\{332\}<113>$ 의 결정 방위의 극밀도를 규정하는 것으로 한다.
- [0058] 여기서,  $\{hkl\}<uvw>$ 란, 상술한 방법에 의해 시료를 채취하였을 때, 판면의 법선 방향이  $\{hkl\}$ 에 평행이고, 압연 방향이  $\langle uvw \rangle$ 와 평행인 것을 나타내고 있다. 또한 결정의 방위는 통상, 판면에 수직인 방위를  $[hkl]$  또는  $\{hkl\}$ , 압연 방향에 평행인 방위를  $(uvw)$  또는  $\langle uvw \rangle$ 로 표시한다.  $\{hkl\}$ ,  $\langle uvw \rangle$ 는 등가의 면의 총칭이고,  $[hkl]$ ,  $(uvw)$ 는 개개의 결정면을 가리킨다. 즉, 본 실시 형태에 있어서는 체심 입방 구조를 대상으로 하고 있기 때문에, 예를 들면  $(111)$ ,  $(-111)$ ,  $(1-11)$ ,  $(11-1)$ ,  $(-1-11)$ ,  $(-11-1)$ ,  $(1-1-1)$ ,  $(-1-1-1)$ 면은 등가이며 구별이 되지 않는다. 이와 같은 경우, 이들의 방위를 총칭하여  $\{111\}$ 이라 칭한다. ODF 표시에서는 다른 대칭성이 낮은 결정 구조의 방위 표시에도 사용되기 때문에, 개개의 방위를  $[hkl](uvw)$ 로 표시하는 것이 일반적이지만, 본 실시 형태에 있어서는  $[hkl](uvw)$ 와  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ 는 동의이다.
- [0059] 다음에 본 발명자들은 내충격성(인성)에 대하여 조사하였다.
- [0060] 원판의  $vTrs$  및 질화 처리 후의  $vTrs$ 는, 평균 결정 입경이 미립일수록 저온화되는, 즉 인성이 향상된다. 또한,

질화 처리 후의 vTrs는, 평균 결정 입경 외에, 펄라이트 분율 등의 영향을 받는다. 본 실시 형태에 관한 열연 강판에서는, 질화 처리 후의 vTrs를, 한냉지에서 질화 처리 부품으로서 사용하는 데 견딜 수 있는 -20℃ 이하로 하는 경우, 본 실시 형태에 기재한 성분 범위를 갖고, 펄라이트 분율이 6% 초과인 열연 강판에 있어서, 판 두께 중심부에서의 평균 결정 입경을 10 $\mu$ m 이하로 하는 것이 바람직한 것을 알 수 있었다. 또한, 엄격한 환경에서의 사용을 상정하여 질화 처리 후의 vTrs를 -40℃ 이하로 하는 경우, 판 두께 중심부에서의 평균 결정 입경을 7 $\mu$ m 이하로 하는 것이 보다 바람직하다.

- [0061] 내충격성(인성)은, V 노치 샤르피 충격 시험에서 얻어지는 vTrs(샤르피 파면 천이 온도)에 의해 평가하였다. 여기서, V 노치 샤르피 충격 시험은, JIS Z 2202에 기초하여 시험편을 제작하고, 이것에 대하여 JIS Z 2242에서 규정되는 내용으로 샤르피 충격 시험을 행하여, vTrs를 측정하였다.
- [0062] 상기와 같이, 내충격성(인성)에는 조직의 판 두께 중심부에서의 평균 결정 입경의 영향이 크다. 판 두께 중심부에서의 평균 결정 입경의 측정은 이하와 같이 행하였다. 강판의 판 두께 방향에 있어서의 중앙부 부근으로부터 마이크로 샘플을 잘라내고, EBSP-OIM(등록 상표)(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)을 사용하여 결정 입경을 측정하였다. 마이크로 샘플은 콜로이드 실리카 연마제로 30 내지 60분 연마하고, 배율 400배, 160 $\mu$ m $\times$ 256 $\mu$ m 에리어, 측정 스텝 0.5 $\mu$ m의 측정 조건에서 EBSP 측정을 실시하였다.
- [0063] EBSP-OIM(등록 상표)법은 주사형 전자 현미경(SEM) 내에서 고경사진 시료에 전자선을 조사하고, 후방 산란하여 형성된 키쿠치 패턴을 고감도 카메라로 촬영하고, 컴퓨터 화상 처리함으로써 조사점의 결정 방위를 단시간에 측정한다.
- [0064] EBSP법에서는 벌크 시료 표면의 미세 구조 및 결정 방위를 정량적으로 해석할 수 있고, 분석 에리어는 SEM에 의해 관찰할 수 있는 영역이며, SEM의 분해능에도 의하지만, 최소 20nm의 분해능으로 분석할 수 있다. 해석은 수 시간에 걸쳐, 분석하고 싶은 영역을 등간격의 그리드 형상으로 수만점 맵핑하여 행한다. 다결정 재료에서는 시료 내의 결정 방위 분포나 결정립의 크기를 볼 수 있다.
- [0065] 본 실시 형태에 있어서는, 결정립의 방위차에 있어서 일반적으로 결정립계로서 인식되고 있는 대경각 입계의 입계값인 15°를 결정립계로 정의하여, 맵핑한 화상으로부터 입자를 가시화하고, 평균 결정 입경을 구하였다. 즉, 「평균 결정 입경」이란 EBSP-OIM(등록 상표)에 의해 얻어지는 값이다.
- [0066] 상기한 바와 같이 본 발명자들은, 등방성 및 내충격성을 얻기 위한 각각의 요건을 밝혀냈다.
- [0067] 즉, 내충격성에 직접 관계되는 평균 결정 입경은 마무리 압연 종료 온도가 저온일수록 미립으로 된다. 그러나, 등방성의 지배 인자의 하나인 강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110>, {223}<110>의 각 방위의 극밀도의 상가 평균으로 나타내어지는 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도와, {332}<113>의 결정 방위의 극밀도는, 마무리 압연 온도에 대하여 평균 결정 입경과는 역의 상관을 나타낸다. 그 때문에, 이 등방성과 내충격성을 양립시키는 기술은 지금까지 전혀 제시되지 않았다.
- [0068] 따라서 본 발명자들은 등방성을 위해서 마무리 압연 후의 오스테나이트를 충분히 재결정시키고, 또한, 재결정립의 입성장을 최대한 억제함으로써, 등방성과 내충격성을 동시에 향상시키는 열간 압연 방법 및 조건을 탐색하였다.
- [0069] 압연에 의해 가공 조직으로 된 오스테나이트립을 재결정시키기 위해서는, 최적의 온도 영역에서 또한 합계 50% 이상의 큰 압하율로 마무리 압연을 행하는 것이 바람직하다. 한편, 제품판의 마이크로 조직을 미립화하기 위해서는, 마무리 압연 종료 후에 일정 시간 이내에 냉각을 개시하여 오스테나이트립의 재결정 후의 입성장을 최대한 억제하는 것이 바람직하다.
- [0070] 따라서, 전술한 수학적 (b)로 나타내어지는 강판 성분에 의해 결정되는 온도를 T1(℃)로 하여, T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 합계 압하율 R의 열간 압연을 행하고, 이 열간 압연 종료로부터 50℃/초 이상의 냉각 속도로 냉각 온도 변화가 40℃ 이상 140℃ 이하, 또한 냉각 종료 온도가 T1+100℃ 이하로 되는 냉각을 행할 때까지의 대기 시간 t초와의 관계에 있어서 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 요건인 「강판의 집합 조직에서 강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도와, 판 두께 중심에서의 평균 결정 입경과 각각 어떻게 되는지를 조사하였다. 또한, R은 모두 50% 이상이다. 합계 압하율(압하율의 합계)이란, 소위 누적 압하율과 동의이며, 상기 각 온도 범위에서의 압연에 있어서의, 최초의 패스 전의 입구판 두께를 기준으로 하여, 이 기준에 대한 누적 압하량(상기 각 온도 범위에서의 압연에 있어서의 최초의 패스 전의 입구판 두께와 상기 각 온도 범위에서의 압연에 있어

서의 최종 패스 후의 출구판 두께의 차)의 백분율이다.

- [0071] T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 합계 압하율 R의 열간 압연이 종료되고 나서 50℃/초 이상의 냉각 속도 냉각을 행할 때까지의 대기 시간 t가 전술한 수학적 (c)로 나타내어지는 바와 같이  $t1 \times 2.5$ 초 이내이고, 냉각 온도 변화가 40℃ 이상 140℃ 이하, 또한 냉각 종료 온도가 T1+100℃ 이하로 되는 경우에, 「강판의 집합 조직에서 강판의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도가 1.0 이상 4.0 이하이고 또한 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도가 1.0 이상 4.8 이하」 이고, 또한 「판 두께 중심에서의 평균 결정 입경이 10 $\mu$ m 이하」 로 되어 있다. 즉, 본 실시 형태에서 목적으로 하는 등방성 및 내충격성을 만족시킨다고 생각된다.
- [0072] 이것은, 등방성과 내충격성의 양쪽을 향상시킬 수 있는 범위, 즉, 충분한 오스테나이트의 재결정과 미립화가 양립하는 범위가 조금 후에 상세하게 설명하는 본 실시 형태에서 규정하는 열간 압연 방법에 의해 달성 가능한 것을 나타내고 있다.
- [0073] 또한, 보다 인성을 향상시킬 목적으로 평균 결정 입경을 7 $\mu$ m 이하로 하는 경우에는, 대기 시간 t초를 t1 미만으로 하는 것이 바람직하고, 보다 등방성을 향상시킬 목적으로 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도를 2.0 이하로 하는 경우에는, 대기 시간 t초를 t1 이상 2.5 $\times$ t1 이하로 하는 것이 바람직한 것을 알 수 있었다.
- [0074] 본 발명자들은, 상술한 바와 같은 기초적 연구에 의해 얻어진 지식에 기초하여, 연성 및 가공 후의 엄격한 판 두께 균일성, 진원도 및 내충격성이 요구되는 부재에의 적용에 적합한 가스 연질화용 열연 강판 및 그 제조 방법에 대하여 더욱 예의 검토를 행하였다. 그 결과, 하기의 조건으로 이루어지는 열연 강판 및 그 제조 방법에 상도하기에 이르렀다.
- [0075] 본 실시 형태에 있어서의 화학 성분의 한정 이유에 대하여 설명한다.
- [0076] C 함유량 [C] : 0.07 초과 0.2% 이하
- [0077] C는, 모재의 강도, 펄라이트 분율에 큰 영향을 주는 원소이다. 그러나, 구멍 확장 시의 균열의 기점으로 되는 시멘타이트(Fe<sub>3</sub>C) 등의 철계 탄화물을 생성시키는 원소이기도 하다. C의 함유량 [C]가, 0.07% 이하에서는, 저온 변태 생성상에 의한 조직 강화에 의한 강도 향상의 효과를 얻을 수 없다. 한편, 0.2% 초과 함유하고 있으면 중심 편석이 현저해져 편칭 가공 시에 2차 전단면의 균열의 기점으로 되는 시멘타이트(Fe<sub>3</sub>C) 등의 철계 탄화물이 증가하여, 편칭성이나 구멍 확장성이 열화된다. 이 때문에, C의 함유량 [C]는, 0.07% 초과 0.2% 이하의 범위로 한정한다. 강도의 향상과 함께 연성과의 밸런스를 고려하는 경우에는, C의 함유량 [C]는 0.15% 이하인 것이 바람직하다.
- [0078] Si 함유량 [Si] : 0.001% 이상 2.5% 이하
- [0079] Si는, 모재의 강도 상승에 기여하는 원소이다. 또한, 용강의 탈산제로서의 역할도 갖는다. Si 함유량 [Si]는, 0.001% 이상인 경우에 상기 효과를 발휘하지만, 2.5%를 초과해도 강도 상승에 기여하는 효과가 포화된다. 또한, 변태점에 크게 영향을 미치는 원소이며, Si 함유량 [Si]가, 0.001% 미만인 경우나 2.5%를 초과하는 경우에는, 펄라이트의 생성이 억제될 우려가 있다. 이 때문에, Si 함유량 [Si]는, 0.001% 이상 2.5% 이하의 범위로 한정한다. 또한, 강도 향상과 구멍 확장성의 향상의 관점에서는, Si는, 0.1% 초과 첨가함으로써 그 함유량의 증가에 수반하여, 강판 조직 중에 있어서의 시멘타이트 등의 철계 탄화물의 석출을 억제하여, 강도 향상과 구멍 확장성의 향상에 기여한다. 한편, 첨가량이 1%를 초과해 버리면 철계 탄화물의 석출 억제의 효과는 포화된다. 따라서, Si 함유량 [Si]의 바람직한 범위는, 0.1% 초과 1% 이하이다.
- [0080] Mn 함유량 [Mn] : 0.01% 이상 4% 이하
- [0081] Mn은, 고용 강화 및 켄칭 강화에 의해 강도 향상에 기여하는 원소이다. 그러나, Mn 함유량 [Mn]이, 0.01% 미만에서는 이 효과를 얻을 수 없다. 한편, 4% 초과에서는 이 효과가 포화한다. 또한, 변태점에 크게 영향을 미치는 원소이며, Mn 함유량 [Mn]이, 0.01% 미만인 경우나 4%를 초과하는 경우에는, 펄라이트의 생성이 억제될 우려가 있다. 이 때문에, Mn 함유량 [Mn]은, 0.01% 이상 4.0% 이하의 범위로 한정한다. S에 의한 열간 균열의 발생을 억제하기 위해서 Mn 이외의 원소가 충분히 첨가되지 않은 경우에는, Mn 함유량 [Mn]과 S 함유량 [S]가 질량%로  $[Mn]/[S] \geq 20$ 인 것이 바람직하다. 또한, Mn은, 그 함유량의 증가에 수반하여 오스테나이트 영역 온도를 저온측으로 확대시켜 켄칭성을 향상시키고, 버링성이 우수한 연속 냉각 변태 조직의 형성을 용이하게 하는 원소이다. 이 효과는, Mn 함유량 [Mn]이, 1% 미만에서는 발휘되기 어려우므로, 1% 이상 첨가하는 것이

바람직하다.

- [0082] P 함유량 [P] : 0% 초과 0.15% 이하
- [0083] P는, 용선에 포함되어 있는 불순물이며, 입계에 편석하고, 함유량의 증가에 수반하여 인성을 저하시키는 원소이다. 이 때문에, P 함유량은, 낮을수록 바람직하다. 0.15% 초과 함유하면 가공성이나 용접성에 악영향을 미치므로, 0.15% 이하로 제한한다. 특히, 구멍 확장성이나 용접성을 고려하면, P 함유량은, 0.02% 이하인 것이 바람직하다. P를 0%로 하는 것은, 조업상, 곤란하므로, 0%는 포함하지 않는다.
- [0084] S 함유량 [S] : 0% 초과 0.03% 이하
- [0085] S는, 용선에 포함되어 있는 불순물이며, 함유량이 지나치게 많으면, 인성을 저하시키거나, 열간 압연 시의 균열을 일으키거나 할 뿐만 아니라, 구멍 확장성을 열화시키는 A계 개재물을 생성시키는 원소이다. 이 때문에 S의 함유량은, 최대한 저감시켜야 한다. 그러나, 0.03% 이하이면 허용할 수 있는 범위이므로, 0.03% 이하로 제한한다. 단, 어느 정도의 구멍 확장성을 필요로 하는 경우의 S 함유량 [S]는, 바람직하게는 0.01% 이하, 보다 바람직하게는 0.005% 이하이다. S를 0%로 하는 것은, 조업상, 곤란하므로, 0%는 포함하지 않는다.
- [0086] Al 함유량 [Al] : 0.001% 이상 2% 이하
- [0087] Al은, 강의 정련 공정에 있어서의 용강 탈산을 위해서 0.001% 이상 첨가한다. 그러나 다량의 첨가는, 비용의 상승을 초래하기 때문에, 그 상한을 2%로 한다. 또한, Al을 너무 다량으로 첨가하면, 비금속 개재물을 증대시켜 연성 및 인성을 열화시킨다. 그 때문에 연성 및 인성의 관점에서는 0.06% 이하인 것이 바람직하다. 더욱 바람직하게는 0.04% 이하이다. 또한, Si와 마찬가지로 재료 조직 중에 있어서의 시멘타이트 등의 철계 탄화물의 석출을 억제하는 효과를 얻기 위해서는, 0.016% 이상 함유시키는 것이 바람직하다. 따라서, Al 함유량 [Al]은, 0.016% 이상 0.04% 이하인 것이 더욱 바람직하다.
- [0088] N 함유량 [N] : 0% 초과 0.01% 이하
- [0089] N은, 주조 시에 Ti와 조대한 TiN을 생성하여, 가스 연질화 시의 Ti에 의한 표면 경도 향상 효과를 저하시킨다. 그 때문에, 최대한 저감시켜야 한다. 그러나, 0.01% 이하이면 허용할 수 있는 범위이다. 내시효성의 관점에서는 0.005% 이하로 하는 것이 더욱 바람직하다. N을 0%로 하는 것은, 조업상, 곤란하므로, 0%는 포함하지 않는다.
- [0090] Ti 함유량 [Ti] :  $0.005+[N] \times 48/14+[S] \times 48/32 \leq [Ti] \leq 0.015+[N] \times 48/14+ [S] \times 48/32$
- [0091] Ti는, 페라이트 변태 후에 TiC로서 석출시켜, 피닝 효과에 의해 냉각 중 또는 권취 후의  $\alpha$  입자의 입성장을 억제하기 위해서 첨가한다. 단, Ti는, 오스테나이트상의 고온 영역에 있어서 TiN 및 TiS 등으로서 석출 고정되어 버린다. 그 때문에,  $\alpha$  상에 있어서 피닝에 유효한 Ti를 확보하기 위해서  $0.005+[N] \times 48/14+[S] \times 48/32$  이상 첨가한다. 한편,  $0.015+[N] \times 48/14+[S] \times 48/32$  초과 첨가해도 그 효과는 포화되기 때문에 이것을 상한으로 한다. 또한, Ti는, TiC로서 C를 고정하므로, 과도하게 첨가하면, 펄라이트의 생성이 억제될 우려가 있다.
- [0092] 또한, Ti는 성형 후의 가스 연질화 처리에 있어서 N과 결부되어 경도를 높이는 효과가 있다. 그를 위해서는  $0.005+[N] \times 48/14+[S] \times 48/32$  이상 첨가한다. Ti 함유량 [Ti]가 이것 미만이면, 가스 연질화 처리 후에 있어서, 내치핑성, 내구름 이동 피로 특성이 저하되기 때문에, 원판에서는, 충분한 기계적 특성을 나타내도, 가스 연질화용 열연 강판으로서는 불충분하다.
- [0093] 이상의 화학 원소는, 본 실시 형태에 있어서의 강의 기본 성분(기본 원소)이고, 이 기본 원소가 제어(함유 또는 제한)되어, 잔량부가 철 및 불가피적 불순물로 이루어지는 화학 조성이, 본 실시 형태의 기본 조성이다. 그러나, 이 기본 성분 외에(잔량부의 Fe의 일부 대신에), 본 실시 형태에 있어서는, 필요에 따라서, Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr, Ca, Mg, REM, B를 1종 또는 2종 이상 더 함유하고 있어도 된다. 또한, 이들 선택 원소가 강 중에 불가피하게(예를 들면, 각 선택 원소의 양의 하한 미만의 양) 혼입되어도, 본 실시 형태에 있어서의 효과를 손상시키지 않는다. 이하에, 각 원소의 성분 한정 이유에 대하여 설명한다.
- [0094] Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr은, 석출 강화 혹은 고용 강화에 의해 열연 강판의 강도를 향상시키는 효과가 있는 원소이다. 그러나, Nb 함유량 [Nb]가 0.005% 미만, Cu 함유량 [Cu]가 0.02% 미만, Ni 함유량 [Ni]가 0.01% 미만, Mo 함유량 [Mo]가 0.01% 미만, V 함유량 [V]가 0.01% 미만, Cr 함유량 [Cr]이 0.01% 미만에서는 상기 효과를 충분히 얻을 수 없다. 또한, Nb 함유량 [Nb]가 0.06% 초과, Cu 함유량 [Cu]가 1.2% 초과, Ni 함유량이 [Ni]가 0.6% 초과, Mo 함유량 [Mo]가 1% 초과, V 함유량 [V]가 0.2% 초과, Cr 함유량 [Cr]이 2%를 초과

하여 첨가되어도 상기 효과는 포화되어 경제성이 저하된다. 따라서, 필요에 따라서, Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr을 함유시키는 경우, Nb 함유량 [Nb]는 0.005% 이상 0.06% 이하, Cu 함유량 [Cu]는 0.02% 이상 1.2% 이하, Ni 함유량 [Ni]는 0.01% 이상 0.6% 이하, Mo 함유량 [Mo]는 0.01% 이상 1% 이하, V 함유량 [V]는 0.01% 이상 0.2% 이하, Cr 함유량 [Cr]은 0.01% 이상 2% 이하인 것이 바람직하다.

[0095] Mg, Ca 및 REM(희토류 원소 : Rare Earth Metal)은, 과괴의 기점으로 되어, 가공성을 열화시키는 원인으로 되는 비금속 개재물의 형태를 제어하여, 가공성을 향상시키는 원소이다. Ca, REM 및 Mg는 모두, 0.0005% 미만 첨가에서는 상기 효과를 발휘하지 않는다. 또한, Mg의 함유량 [Mg]를 0.01% 초과, Ca의 함유량 [Ca]를 0.01% 초과, REM의 함유량 [REM]을 0.1% 초과 첨가해도 상기 효과가 포화되어 경제성이 저하된다. 따라서 Mg 함유량 [Mg]는 0.0005% 이상 0.01% 이하, Ca 함유량 [Ca]는 0.0005% 이상 0.01% 이하, REM 함유량 [REM]은, 0.0005 이상 0.1% 이하의 양을 첨가하는 것이 바람직하다.

[0096] B 함유량 [B] : 0.0002% 이상 0.002% 이하

[0097] B는, 성형 후의 가스 연질화 처리에 있어서 N과 결부되어 경도를 높이는 효과가 있다. 단, 0.0002% 미만의 첨가에서는 그 효과가 얻어지지 않는다. 한편, 0.002%를 초과하여 첨가해도 그 효과가 포화된다. 또한, 열간 압연에서의 오스테나이트의 재결정을 억제하는 원소이기 때문에, 다량의 첨가는 미재결정 오스테나이트로부터의  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태 집합 조직을 강화하여, 등방성을 열화시킬 우려가 있다. 이 때문에, B의 함유량 [B]는, 0.0002% 이상 0.002% 이하로 한다. 한편, 연속 주조 후의 냉각 공정에서 슬래브 균열의 관점에서는 [B]는 0.0015% 이하가 바람직하다. 즉, B 함유량 [B]는, 0.001% 이상 0.0015% 이하인 것이 보다 바람직하다.

[0098] 또한, 이들을 주성분으로 하는 열연 강판에는, 불가피적 불순물로서, Zr, Sn, Co, Zn, W를 합계로 1% 이하 더 함유해도 상관없다. 그러나 Sn은, 열간 압연 시에 손상이 발생할 우려가 있으므로, 0.05% 이하가 바람직하다.

[0099] 다음에, 본 실시 형태에 관한 열연 강판에 있어서의 마이크로 조직 등의 야금적 인자에 대하여 상세하게 설명한다.

[0100] 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 마이크로 조직은, 조직 분율로 6% 초과인 펄라이트와 잔량부가 페라이트로 이루어진다. 이 조직 구성의 규정은, 질화 처리 후의 인성, 즉, 가스 연질화 처리 후에 부품으로서 사용될 때의 내충격성에 관계된다.

[0101] 가스 연질화 처리는  $\alpha \rightarrow \gamma$  변태점 온도 이하인 570℃ 전후의 비교적 저온에서 행해진다. 즉, 가스 연질화 처리는 켈칭 처리와 달리 상 변태에 의한 켈칭 조직 강화가 아니라, 경도가 높은 질화물을 만듦으로써 현저하게 경화시키는 처리이다.

[0102] 가스 연질화 처리한 재료의 단면을 현미경으로 관찰하면 두께 약 10 내지 20 $\mu\text{m}$ 의 화합물층(백색층 :  $\epsilon$  질화물  $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ ) 및 그 심부에 두께 100 내지 300 $\mu\text{m}$  정도의 확산층을 확인할 수 있다. 또한 그 심부에는 처리 전과 거의 변화가 없는 모재 조직이 존재하고 있다. 또한, 상기 화합물층은, 취화층이며, 지나치게 깊으면 질화 처리 후의 인성을 저하시킬 우려가 있기 때문에, 20 $\mu\text{m}$  이하가 바람직하다.

[0103] 또한, 가스 연질화 후 화합물층의 표면으로부터 0 내지 5 $\mu\text{m}$ 의 평균 비커스 경도 Hv(0.005kgf)는, 가스 연질화 처리가 실시된 부품에 있어서, 내치핑성, 내구름 이동 피로 특성을 만족시키기 위해서, 350Hv 이상의 경도로 하는 것이 요구된다. 내마모성의 관점에서, 더욱 바람직하게는 400Hv 이상이다.

[0104] 가스 연질화 처리에서는,



[0106] 의 반응에서 얻어진 N이 강판 표면으로부터 확산되어 질화물을 만든다. 그때의 철과 질소의 화합물은, 면심 입방 격자의  $\gamma'$ 상( $\text{Fe}_4\text{N}$ )과 조밀 육방 격자의  $\zeta$ 상( $\text{Fe}_2\text{N}$ )의 2종류가 있고, N 농도가 11%를 초과하면  $\zeta$ 상이 생성된다. 이  $\zeta$ 상은 질화 처리 후의 인성을 극단적으로 열화시킨다.

[0107] 가스 연질화 처리에 의해 얻어지는 내마모성, 내시징성, 내피로성, 내식성 등과, 질화 처리 후의 인성을 양립시키기 위해서는, N의 확산을 제어하여,  $\zeta$ 상의 생성을 회피해야만 한다.

[0108] 본 발명자들은,  $\zeta$ 상의 생성을 N의 확산을 억제함으로써 가능한 한 회피하는 방법에 대하여 금속 조직학적 관점에서 예의 연구를 거듭하였다. 그 결과, 마이크로 조직에 있어서, 조직 분율로 6% 초과인 펄라이트가 존재하면 N의 확산이 억제되어  $\zeta$ 상의 생성을 회피할 수 있는 것을 새롭게 발견하였다.

- [0109] 이 메커니즘은 명백하지는 않지만, 펄라이트 조직을 형성하고 있는 밴드 형상의 시멘타이트 라멜라에 샌드위치되는 형태로 존재하는 페라이트에 있어서 C가 철 격자 중에 많이 존재하여, 가스 연질화 처리에서 철 격자 중으로 확산하고자 하는 N의 침입 사이트를 점유하고 있음으로써, N의 확산이 억제되었기 때문으로 생각된다.
- [0110] 본 실시 형태에 관한 열연 강판에 있어서 펄라이트의 조직 분율의 상한에 대해서는 특별히 규정하지 않는다. 그러나, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 성분 범위는 아공석강으로 되는 범위이기 때문에, 25%가 상한으로 된다.
- [0111] 본 실시 형태에 관한 열연 강판에 있어서 펄라이트의 라멜라 간격에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 그러나, 2 $\mu$ m 초과이면 시멘타이트 라멜라에 샌드위치되는 형태로 존재하는 페라이트의 철 격자 중에 존재하는 C의 농도가 감소하여, N의 확산을 억제하는 효과가 저하될 가능성이 있다. 그 때문에, 펄라이트의 라멜라 간격은 2 $\mu$ m 이하가 바람직하다. 보다 바람직하게는 1.5 $\mu$ m 이하, 더욱 한층 더 바람직하게는 1.0 $\mu$ m 이하이다.
- [0112] 라멜라 간격의 측정에 대해서는, 이하와 같이 행하였다. 나이탈로 에칭한 후에 SEM에 의해 5000배 이상의 배율로 적어도 5시야 이상 관찰하고, 펄라이트 조직의 라멜라 간격을 측정하였다. 본 실시 형태에 있어서의 라멜라 간격이란, 그 평균값을 나타내고 있다.
- [0113] 다음에, 본 실시 형태에 관한 열연 강판의 제조 방법의 한정 이유에 대하여, 이하에 상세하게 설명한다(이하, 본 실시 형태에 관한 제조 방법이라 한다).
- [0114] 본 실시 형태에 관한 제조 방법에 있어서, 열간 압연 공정에 선행하여 상술한 성분을 갖는 슬래브 등의 강편을 제조한다. 이 강편의 제조 방법은 특별히 한정되는 것은 아니다. 즉, 상술한 성분을 갖는 강편의 제조 방법으로서, 용광로, 전로나 전기로 등에 의한 용제 공정에 이어서, 각종 2차 정련 공정에서 목적의 성분 함유량으로 되도록 성분 조정을 행하고, 계속해서 통상의 연속 주조, 또는 잉곳법에 의한 주조 외에, 박슬래브 주조 등의 방법에 의해 주조 공정을 행하도록 해도 된다. 또한, 연속 주조에 의해 슬래브를 얻은 경우에는, 고온 주조편 그대로 열간 압연기에 보내도 되고, 일단 실온까지 냉각한 후에 가열로에서 재가열한 후에 열간 압연해도 된다. 원료에는 스크랩을 사용해도 상관없다.
- [0115] 상술한 제조 방법에 의해 얻어진 슬래브는, 열간 압연 공정 전에 슬래브 가열 공정에 있어서 가열을 행한다. 본 실시 형태에 관한 제조 방법에 있어서 이 가열 온도는 특별히 한정하지 않는다. 단, 가열 온도가 1260 $^{\circ}$ C 초과이면, 스케일 오프에 의해 수율이 저하되므로, 가열 온도는 1260 $^{\circ}$ C 이하가 바람직하다. 또한, 1150 $^{\circ}$ C 미만의 가열 온도에서는, 스케줄상 조업 효율을 현저하게 손상시키기 때문에, 가열 온도는 1150 $^{\circ}$ C 이상이 바람직하다.
- [0116] 슬래브 가열 공정에 있어서의 가열 시간에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 그러나, 중심 편석 등을 회피하는 관점에서는, 상술한 가열 온도에 도달하고 나서 30분 이상 유지하는 것이 바람직하다. 단, 주조 후의 주조편을 고온 상태 그대로 직송하여 압연하는 경우는 이에 해당되지 않는다.
- [0117] 슬래브 가열 공정 후에는 특별히 대기하지 않고, 예를 들면 5분 이내에 가열로부터 추출한 슬래브에 대하여 조압연(제1 열간 압연)을 행하는 조압연 공정을 개시하여 조바를 얻는다.
- [0118] 이 조압연(제1 열간 압연)은, 이하에 설명하는 이유에 의해 1000 $^{\circ}$ C 이상 1200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 영역에서, 40% 이상의 압하를 1회 이상 행한다. 조압연 온도가 1000 $^{\circ}$ C 미만에서는, 조압연에서의 열간 변형 저항이 증가하여, 조압연의 조업에 장애를 초래할 우려가 있다.
- [0119] 한편, 이 조압연 온도가 1200 $^{\circ}$ C 초과에서는, 평균 결정 입경이 커져 인성을 저하시키는 요인으로 된다. 또한, 조압연 중에 생성되는 2차 스케일이 지나치게 성장하여, 후에 실시하는 디스케일링이나 마무리 압연에서 스케일을 제거하는 것이 곤란해질 우려가 있다. 이 조압연 종료 온도가 1150 $^{\circ}$ C 초과에서는, 개재물이 연신하여 구멍 확장성을 열화시키는 원인으로 되는 경우가 있다. 그 때문에 바람직하게는 1150 $^{\circ}$ C 이하이다.
- [0120] 또한, 조압연에서의 압하율이 작으면, 평균 결정 입경이 커져 인성을 저하시키는 요인으로 된다. 바람직하게는 40% 이상이면, 결정 입경이 보다 균일하게 또한 미립으로 된다. 한편, 65% 초과에서는, 개재물이 연신하여 구멍 확장성을 열화시키는 원인으로 되는 경우가 있다. 그 때문에, 상한은 65%로 하는 것이 바람직하다.
- [0121] 열연 강판의 평균 결정 입경을 미립화하기 위해서는, 조압연 후, 즉 마무리 압연(제2 열간 압연) 전의 오스테나이트 입경이 중요하다. 그 때문에, 오스테나이트 입경을 200 $\mu$ m 이하로 하는 것이 바람직하다. 마무리 압연 전의 오스테나이트립을 작게 함으로써, 열연 강판의 결정립의 미립화 및 균질화가 크게 촉진된다. 오스테나이트립을 200 $\mu$ m 이하로 하기 위해서는, 40% 이상으로 1회 이상의 압하를 행한다.

- [0122] 이 미립화 및 균질화의 효과를 보다 효율적으로 얻기 위해서는, 오스테나이트 입경은, 100 $\mu$ m 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 이를 위해서는, 조압연(제1 열간 압연)에 있어서 40% 이상의 압하를 2회 이상 행하는 것이 바람직하다. 단, 10회를 초과하는 압하는 온도의 저하나 스케일의 과잉 생성의 우려가 있다.
- [0123] 이와 같이, 마무리 압연 전의 오스테나이트 입경을 작게 하는 것이, 이 후의 마무리 압연에서의 오스테나이트의 재결정 촉진에 유효하다. 이것은, 마무리 압연 중의 재결정핵의 하나로서 조압연 후의(즉 마무리 압연 전의) 오스테나이트 입계가 기능하는 것에 의한다고 추측된다. 이와 같이 오스테나이트 입경을 작게 한 후에, 후술하는 바와 같이 마무리 압연, 냉각 개시까지의 시간 등을 적절하게 제어하는 것이, 강판에서의 평균 결정 입경을 미립화하는 데 유효하다.
- [0124] 조압연 후의 오스테나이트 입경을 확인하기 위해서는, 마무리 압연에 들어가기 전의 강판을 가능한 한 급냉하는 것이 바람직하고, 10 $^{\circ}$ C/s 이상의 냉각 속도로 강판을 냉각하고, 단면의 조직을 예칭하여 오스테나이트 입계를 뜨게 하여 광학 현미경으로 측정한다. 이때, 50배 이상의 배율로 20시야 이상을, 화상 해석이나 절단법에 의해 측정한다.
- [0125] 조압연 완료 후에 행하는 압연(제2 열간 압연 및 제3 열간 압연)에서는, 조압연 공정 종료 후에 얻어진 조바를, 조압연 공정과 마무리 압연 공정 사이에서 접합하여, 연속적으로 압연을 행하는 엔드리스 압연을 행하도록 해도 된다. 그때에 조바를 일단 코일 형상으로 감고, 필요에 따라서 보온 기능을 갖는 커버에 저장하고, 다시 되감고 나서 접합을 행해도 된다.
- [0126] 또한, 마무리 압연(제2 열간 압연)을 행할 때에, 조바의 압연 방향, 판 폭 방향, 판 두께 방향에 있어서의 온도의 편차를 작게 제어하는 것이 바람직한 경우가 있다. 이 경우는, 필요에 따라서, 조압연 공정의 조압연기와 마무리 압연 공정의 마무리 압연기 사이, 또는 마무리 압연 공정 중의 각 스탠드간에 있어서, 조바의 압연 방향, 판 폭 방향, 판 두께 방향에 있어서의 온도의 편차를 제어할 수 있는 가열 장치로 조바를 가열해도 된다.
- [0127] 가열 수단으로서, 가스 가열, 통전 가열, 유도 가열 등의 다양한 가열 수단이 생각되지만, 조바의 압연 방향, 판 폭 방향, 판 두께 방향에 있어서의 온도의 편차를 작게 제어 가능하면, 어떠한 공지의 수단을 사용해도 된다. 가열 장치의 방식으로서, 공업적으로 온도의 제어 응답성이 좋은 유도 가열 방식이 바람직하다. 특히, 유도 가열 방식에서도 판 폭 방향으로 시프트 가능한 복수의 트랜스버스형 유도 가열 장치를 설치하면, 판 폭에 따라서 판 폭 방향의 온도 분포를 임의로 컨트롤할 수 있으므로 보다 바람직하다. 가열 장치의 방식으로서, 트랜스버스형 유도 가열 장치와 함께 판 폭 전체 가열에 우수한 솔레노이드형 유도 가열 장치와의 조합에 의해 구성되는 장치가 가장 바람직하다.
- [0128] 이들 가열 장치를 사용하여 온도 제어하는 경우에는, 가열 장치에 의한 가열량의 제어를 하는 것이 바람직하다. 이 경우는, 조바 내부의 온도는 실측할 수 없기 때문에, 장입 슬래브 온도, 슬래브 재로(在爐) 시간, 가열로 분위기 온도, 가열로 추출 온도, 또한 테이블 롤러의 반송 시간 등의 미리 측정된 실적 데이터를 사용하여, 조바가 가열 장치에 도착 시의 압연 방향, 판 폭 방향, 판 두께 방향에 있어서의 온도 분포를 추정한다. 그리고 그 추정값에 기초하여, 가열 장치에 의한 가열량을 제어하는 것이 바람직하다.
- [0129] 유도 가열 장치에 의한 가열량의 제어는, 예를 들면 이하와 같이 하여 제어한다.
- [0130] 유도 가열 장치(트랜스버스형 유도 가열 장치)의 특성으로서, 코일에 교류 전류를 통하게 하면, 그 내측에 자장이 발생한다. 그리고, 이 안에 놓여 있는 도전체에는, 전자 유도 작용에 의해, 자속과 직각의 원주 방향으로 코일 전류와 반대 방향의 와전류가 발생하고, 그 줄열에 의해 도전체는 가열된다. 와전류는, 코일 내측의 표면에 가장 강하게 발생하고, 내측을 향하여 지수 함수적으로 저감된다(이 현상을 포피 효과라 한다).
- [0131] 따라서, 주파수가 작을수록 전류 침투 깊이가 커져, 두께 방향으로 균일한 가열 패턴이 얻어진다. 반대로, 주파수가 클수록 전류 침투 깊이가 작아져, 두께 방향으로 표층을 피크로 하는 과가열의 작은 가열 패턴이 얻어지는 것이 알려져 있다.
- [0132] 따라서, 트랜스버스형 유도 가열 장치에 의해, 조바의 압연 방향, 판 폭 방향의 가열은 종래와 마찬가지로 행할 수 있다.
- [0133] 판 두께 방향의 가열은, 트랜스버스형 유도 가열 장치의 주파수 변경에 의해 침투 깊이를 변화시켜, 판 두께 방향의 가열 패턴을 조작함으로써 그 온도 분포의 균일화를 행할 수 있다.
- [0134] 이 경우는, 주파수 가변형의 유도 가열 장치를 사용하는 것이 바람직하지만, 콘덴서의 조정에 의해 주파수 변경을 행해도 된다. 유도 가열 장치에 의한 가열량의 제어는, 주파수가 상이한 인덕터를 복수 배치하여 필요한 두

게 방향 가열 패턴이 얻어지도록 각각의 가열량의 배분을 변경해도 된다. 유도 가열 장치에 의한 가열량의 제어는, 피가열체와의 에어 갭을 변경하면 주과수가 변동된다. 그 때문에, 에어 갭을 변경하여 원하는 주과수 및 가열 패턴을 얻도록 해도 된다.

[0135] 또한, 예를 들면 금속 재료 피로 설계 편람(일본 재료 학회편)에 기재되어 있는 바와 같이, 열연 또는 산세정 그대로의 강관의 피로 강도는, 강관 표면의 최대 높이 Ry와 상관이 있다. 그 때문에, 마무리 압연 후의 강관 표면의 최대 높이 Ry(JIS B0601 : 2001에 규정된 Rz에 상당)는, 15 $\mu$ m(15 $\mu$ mRy, 12.5mm, ln12.5mm) 이하인 것이 바람직하다. 이 표면 조도를 얻기 위해서는, 디스케일링에 있어서, 강관 표면에서의 고압물의 충돌압 P $\times$ 유량 L $\geq$ 0.003의 조건을 만족시키는 것이 바람직하다. 그 후의 마무리 압연은, 다시 스케일이 생성되어 버리는 것을 방지하기 위해서 디스케일링 후, 5초 이내에 행하는 것이 바람직하다.

[0136] 조압연(제1 열간 압연) 공정이 종료된 후, 마무리 압연(제2 열간 압연) 공정을 개시한다. 여기서, 조압연 종료로부터 마무리 압연 개시까지의 시간은 150초 이하로 한다. 조압연 종료로부터 마무리 압연 개시까지의 시간이 150초 초과이면, 강관 중의 평균 결정 입경이 커져 인성이 저하된다. 하한은, 특별히 한정하지 않지만, 조압연 후에 완전히 재결정을 완료시키는 경우에는, 5초 이상인 것이 바람직하다. 또한, 롤 접촉에 의한 조바 표층의 온도 저하와 가공 발열에 의한 조바 관 두께 방향의 온도의 불균일화에 의해 재결정에의 영향이 우려되는 경우에는, 20초 이상인 것이 바람직하다.

[0137] 마무리 압연에 있어서, 마무리 압연 개시 온도를 1000 $^{\circ}$ C 이상으로 한다. 마무리 압연 개시 온도가 1000 $^{\circ}$ C 미만이면, 각 마무리 압연 패스에 있어서 압연 대상의 조바에 부여되는 압연 온도가 저온화되어, 미세결정 온도 영역에서의 압하로 되어 집합 조직이 발달하여 등방성이 열화된다.

[0138] 마무리 압연 개시 온도의 상한은 특별히 규정하지 않는다. 그러나, 1150 $^{\circ}$ C 이상이면, 마무리 압연 전 및 패스 간에서 강관 지철과 표면 스케일 사이에 비늘 형상의 방추 스케일 결합의 기점으로 되는 블리스터가 발생할 우려가 있다. 그 때문에, 마무리 압연 개시 온도는 1150 $^{\circ}$ C 미만인 것이 바람직하다.

[0139] 마무리 압연은, 강관 성분에 의해 결정되는 온도를 T1( $^{\circ}$ C)로 하면, T1+30 $^{\circ}$ C 이상 T1+200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 범위에 있어서 적어도 1회는 1패스 30% 이상의 압하를 행하고, 또한, 이 온도 범위에서의 압하율의 합계를 50% 이상으로 하고, T1+30 $^{\circ}$ C 이상에서 열간 압연을 종료한다. 여기에서 T1이란, 각 원소의 함유량을 사용하여 하기의 수학적식 (b)에 의해 산출되는 온도이다.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots (b)$$

[0140] 이 T1 온도 자체는 경험적으로 구한 것이다. T1 온도를 기준으로 하여, 각 강의 오스테나이트 영역에서의 재결정이 촉진되는 것을 발명자들은 실험에 의해 경험적으로 발견하였다. 단, 상기 수학적식 (b)에 있어서 포함되지 않는 화학 원소(화학 성분)의 양은 0%로 하여 계산한다.

[0142] T1+30 $^{\circ}$ C 이상 T1+200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 범위에서의 합계 압하율이 50% 미만이면 열간 압연 중에 축적되는 압연 변형이 충분하지 않아, 오스테나이트의 재결정이 충분히 진행되지 않기 때문에 결정 입경이 조대화됨과 함께, 집합 조직이 발달하여 등방성이 열화된다. 그 때문에, 마무리 압연에서의 합계 압하율을 50% 이상으로 한다. 바람직하게는 합계 압하율이 70% 이상이면 온도 변동 등에 기인하는 편차를 고려해도 충분한 등방성이 얻어진다.

[0143] 한편, 합계 압하율이 90%를 초과하면, 가공 발열 등에 의해, T1+200 $^{\circ}$ C 이하의 온도 범위를 유지하는 것이 어려워지기 때문에 바람직하지 않다. 또한, 압연 하중이 증가되어 압연이 곤란해지는 경우가 있다.

[0144] 또한, 축적된 변형의 개방에 의한 균일한 재결정을 재촉하기 위해서, T1+30 $^{\circ}$ C 이상 T1+200 $^{\circ}$ C 이하에서의 압하율의 합계를 50% 이상으로 한 후에, 이 압연 중에 적어도 1회는 1패스 30% 이상의 압하를 행한다.

[0145] 제2 열간 압연 종료 후, 균일한 재결정을 재촉하기 위해서, Ar3 변태점 온도 이상 T1+30 $^{\circ}$ C 미만의 온도 영역에서의 가공량을 가능한 한 적게 억제하는 것이 바람직하다. 그를 위해서는, Ar3 변태점 온도 이상 T1+30 $^{\circ}$ C 미만에서의 압연(제3 열간 압연)에 있어서의 압하율의 합계를 30% 이하로 제한한다. 관 두께 정밀도나 관 형상의 관점에서는, 10% 이하의 압하율이 바람직하지만, 보다 등방성을 추구하는 경우에는, 압하율은 0%가 보다 바람직하다.

- [0146] 제1 내지 제3 열간 압연은 모두, Ar3 변태점 온도 이상에서 종료할 필요가 있다. Ar3 변태점 온도 미만에서의 열간 압연에서는, 2상 영역 압연으로 되어, 가공 페라이트 조직 잔류에 의해, 등방성, 연성이 저하된다. 또한, 바람직하게는, 압연 종료 온도는 T1℃ 이상이다.
- [0147] 또한, 재결정립의 입성장을 억제하기 위해서, T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 30% 이상의 압하율의 패스를 대압하 패스로 한 경우, 상기 대압하 패스 중 최종 패스의 완료로부터 냉각 개시까지의 대기 시간 t초가 하기 수식식 (c)를 만족시키도록, 50℃/초 이상의 냉각 속도로 냉각 온도 변화가 40℃ 이상 140℃ 이하, 또한 냉각 정지 온도가 T1+100℃ 이하로 되는 1차 냉각을 행한다.
- [0148] 냉각까지의 대기 시간 t가 2.5×t1초 초과이면 재결정한 오스테나이트립이 고온에서 유지되기 때문에 현저하게 결정립이 성장하고, 그 결과 인성이 열화된다. 또한, 상기의 1차 냉각은, 압연 후에 가능한 한 신속하게 강판을 수냉하기 위해서는, 압연 스탠드간에서 냉각을 행하는 것이 바람직하다. 또한, 최종 압연 스탠드 후방면에는 온도계, 판 두께계 등의 계장 기기가 설치되어 있는 경우에는, 냉각수를 가할 때에 발생하는 스팀 등에 의해 계측이 곤란해지기 때문에, 최종 압연 스탠드 직후에 냉각 장치를 설치하는 것이 어렵다.
- [0149] 
$$t \leq 2.5 \times t_1 \dots (c)$$
- [0150] 
$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \dots (d)$$
- [0151] 여기서, Tf는 대압하 패스의 최종 패스 압하 후의 온도(℃), P1은 대압하 패스의 최종 패스의 압하율(%)이다.
- [0152] 또한, 대기 시간 t는, 열간 압연 종료로부터의 시간이 아니라, 상기와 같이 하는 쪽이, 실질적으로 바람직한 재결정율과 재결정 입경이 얻어지기 때문에, 바람직한 것을 알 수 있었다. 또한, 1차 냉각은, 냉각 개시까지의 대기 시간이 상기 대로이면, 제3 열간 압연과 어느 쪽을 먼저 행해도 상관없다.
- [0153] 냉각 온도 변화를 40℃ 이상 140℃ 이하로 제한함으로써, 재결정한 오스테나이트립의 입성장을 보다 억제할 수 있다. 또한 베리언트 선택(베리언트 제한의 회피)을 보다 효과적으로 제어함으로써, 집합 조직의 발달을 더욱 억제할 수도 있다. 상기 1차 냉각의 온도 변화가 40℃ 미만이면, 재결정한 오스테나이트립이 입성장하여 인성이 열화된다. 한편, 140℃ 초과에서는 Ar3 변태점 온도 이하까지 오버슈트할 우려가 있어 그 경우 재결정 오스테나이트로부터의 변태라도 베리언트 선택의 첨예화의 결과 집합 조직이 형성되어 등방성이 저하된다. 또한, 냉각 정지 온도가 Ar3 변태점 온도 이하로 된 경우, 베이나이트 조직이 생성되어, 페라이트 및 펄라이트의 생성이 억제될 우려가 있다.
- [0154] 이 냉각에서의 냉각 속도가 50℃/초 미만이면 재결정한 오스테나이트립이 입성장하여 인성이 열화된다. 한편, 냉각 속도의 상한은 특별히 정하지 않지만 판 형상의 관점에서 200℃/초 이하가 타당하다고 생각된다. 또한, 냉각 종료 시의 강판 온도가, T1+100℃ 초과에서는, 냉각의 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 이것은, 설령 최종 패스 후에 적정한 조건에서 1차 냉각을 실시하였다고 해도 1차 냉각 종료 후의 강판 온도가 T1+100℃ 초과에서는, 결정립 성장이 일어날 우려가 있어 현저하게 오스테나이트 입경이 조대화될 우려가 있기 때문이다.
- [0155] 또한, 냉각 개시까지의 대기 시간 t를 t1 미만으로 더 한정할 경우, 보다 입성장을 억제하여, 한층 더 우수한 인성을 얻을 수 있다.
- [0156] 한편, 냉각 개시까지의 대기 시간 t를 t1≤t≤2.5×t1로 더 한정할 경우, 결정립의 랜덤화를 충분히 촉진하여, 안정적으로 한층 더 우수한 극밀도 및 등방성을 얻을 수 있다.
- [0157] 또한, 입성장을 억제하여, 우수한 인성을 얻기 위해서는, T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 압연에 있어서, 각 마무리 압연 패스간의 온도 상승을 18℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 온도 상승을 억제하기 위해서는, 예를 들면 패스간 냉각 장치 등을 사용할 수 있다.
- [0158] 상술한 규정한 압연이 행해지고 있는지 여부는, 압연율에 대해서는 압연 하중, 판 두께 측정 등으로부터 실적 또는 계산에 의해 구할 수 있다. 또한, 온도에 대해서도, 스탠드간 온도계가 있으면 실측 가능하고, 또는 라인 스피드나 압하율 등으로부터 가공 발열 등을 고려한 계산 시뮬레이션이 가능하기 때문에, 어느 하나 혹은 그 양쪽에 의해 얻을 수 있다.
- [0159] 본 실시 형태에 관한 제조 방법에 있어서, 압연 속도는 특별히 한정하지 않지만, 마무리 최종 스탠드측에서의 압연 속도가 400mpm 미만이면 역시 γ 입자가 성장 조대화되는 경향이 있다. 따라서, 연성을 얻기 위한 페라이트

트의 석출 가능한 영역이 감소되어 버려 연성이 열화될 우려가 있다. 또한, 상한에 대해서는 특별히 한정하지 않더라도 효과를 얻을 수 있지만, 설비 제약상 1800mpm 이하가 현실적이다. 따라서, 마무리 압연 공정에서의 압연 속도는, 필요에 따라서 400mpm 이상 1800mpm 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0160] 또한, 1차 냉각 후, 권취 공정 전에 또한 압연 스탠드 통과 후에 2차 냉각을 행해도 된다. 그 냉각 패턴에 대해서는, 특별히 규정하는 것은 아니고, 후술하는 권취 온도를 만족시킬 수 있는 범위에서, 라인 스피드나 권취 온도에 따라서 적절히 설정해도 된다.

[0161] 계속되는, 권취 공정에 있어서는, 권취 온도를 550℃ 초과로 한다. 550℃ 이하에서는 Bs점 이하로 되어 마이크로 조직에 베이나이트가 혼입되어, 질화 처리 후의 내충격성이 열화될 우려가 있다. 또한, 권취 후에 펄라이트 변태가 충분히 진행되지 않는다. 권취 온도의 상한은 특별히 정하지 않지만, 압연 종료 온도보다는 고온으로는 되지 않는다. 또한, 850℃ 초과의 경우, 코일 최외주의 산화에 의해 강판 표면 성상이 열화될 우려가 있으므로 850℃ 이하가 바람직하다. 더욱 바람직하게는 800℃ 이하이다.

[0162] 단, 펄라이트 조직의 라멜라 간격을 2 $\mu$ m 이하로 하는 경우에는, 권취 온도를 800℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 1.5 $\mu$ m 이하로 하는 경우, 700℃ 이하로 하는 것이 보다 바람직하다. 펄라이트 조직은 주로 권취 공정에서 생성되고, 펄라이트의 라멜라 간격은 Fe 및 C의 확산 거리에 큰 영향을 받는다.

[0163] 또한, 강판 형상의 교정이나 가동 전위 도입에 의해 연성의 향상을 도모하는 것을 목적으로 하여, 전체 공정 종료 후에 있어서는, 압하율 0.1% 이상 2% 이하의 스킨 패스 압연을 실시해도 된다. 또한, 전체 압연 공정 종료 후에는, 얻어진 열연 강판의 표면에 부착되어 있는 스케일의 제거를 목적으로 하여, 필요에 따라서 얻어진 열연 강판에 대하여 산세정해도 된다. 또한, 산세정한 후에는, 얻어진 열연 강판에 대하여 인라인 또는 오프라인으로 압하율 10% 이하의 스킨 패스 또는 냉간 압연을 실시해도 상관없다.

[0164] 본 실시 형태에 관한 열연 강판은, 주조 후, 열간 압연 후, 냉각 후 중 어느 하나의 경우에 있어서, 용해 도금 라인에서 열처리를 실시해도 되고, 또한 이들의 열연 강판에 대하여 별도 표면 처리를 실시하도록 해도 된다. 용해 도금 라인에서 도금을 실시함으로써, 열연 강판의 내식성이 향상된다. 산세정 후의 열연 강판에 아연 도금을 실시하는 경우는, 얻어진 강판을 아연 도금욕 중에 침지하고, 필요에 따라서 합금화 처리해도 된다. 합금화 처리를 실시함으로써, 열연 강판은, 내식성의 향상 외에, 스폿 용접 등의 각종 용접에 대한 용접 저항성이 향상된다.

[0165] 참고를 위해서, 도 3에, 본 실시 형태에 관한 제조 방법의 개략을 나타내는 흐름도를 도시한다.

[0166] 또한, 이들 공정이 완료된 후, 얻어진 열연 강판에 가스 연질화 처리를 행함으로써, 질화 처리 부품이 얻어진다.

[0167] 실시예

[0168] 이하에, 실시예에 기초하여 본 발명을 더 설명한다.

[0169] 표 1에 나타내는 화학 성분을 갖는 A 내지 AI의 주조편을, 전로, 2차 정련 공정, 연속 주조를 거쳐 제작한 후, 재가열하고, 조압연에 계속되는 마무리 압연에서 2.0 내지 3.6mm의 판 두께로 압하하고, 1차 냉각을 행하고, 필요에 따라서 2차 냉각을 행한 후에 권취하여, 열연 강판을 제작하였다. 보다 상세하게는, 표 2 내지 표 7에 나타내는 제조 조건에 따라서, 열연 강판을 제작하였다. 또한, 상기 열연 강판에 대하여, 암모니아 가스+ $N_2+CO_2$ 의 분위기 중에서 560 내지 580℃로 5시간 가열 유지하는 가스 연질화 처리를 행하였다. 또한, 표 중의 화학 조성 에 관한 표시는 모두 질량%이다.

[0170] 또한, 표 1에 있어서의 성분의 잔량부는, Fe 및 불가피적 불순물을 말하고, 「0%」, 「-」는, 모두 검출되지 않은 것을 나타내고 있다. 또한 표 중에 있어서의 밑줄은, 본 발명의 범위 밖인 것을 나타내고 있다.

[0171] 여기서, 「성분」이란 표 1에 나타낸 각 기호에 대응한 성분을 갖는 강을, 「Ar3 변태점 온도」란 하기의 수학식 (g)에 의해 산출되는 Ar3 온도(℃)를, 「T1」이란 상기 수학식 (b)에 의해 산출되는 온도를, 「t1」이란 상기 수학식 (d)에 의해 산출되는 시간을 말한다.

$$A r 3 = 9 1 0 - 3 1 0 \times [ C ] + 2 5 \times [ S i ] - 8 0 \times [ M n e q ]$$

[0172] ··· (g)

[0173] 단 [Mneq]는, B가 첨가되어 있지 않은 경우에는 수학식 (h)에 의해, B가 첨가되어 있는 경우에는 하기 수학식

(i)에 의해 나타내어진다.

$$[Mneq] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni] / 2 + 10 \times ([Nb] - 0.02) \dots (h)$$

$$[Mneq] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni] / 2 + 10 \times ([Nb] - 0.02) + 1 \dots (i)$$

여기서, [성분 원소]는 질량%로 나타내어지는 성분 원소의 함유량이다.

「가열 온도」란 주조된 가열 공정에 있어서의 가열 온도를, 「유지 시간」이란 가열 공정에 있어서의 소정의 가열 온도에서의 유지 시간을, 「1000℃ 이상 40% 이상의 압하 횟수」나 「1000℃ 이상 40% 이상의 압하율」이란, 조압연에서의 1000℃ 이상 1200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 40% 이상의 패스의 압하율이나 압하 횟수를, 「마무리 압연 개시까지의 시간」이란 조압연 공정 종료로부터 마무리 압연 공정 개시까지의 시간을, 「합계 압하율」이란, 각 온도 영역의 열간 압연에 있어서의 합계 압하율을 말한다. 또한, 「Tf」는 대압하 패스의 최종 패스 압하 후의 온도를, 「P1」이란 대압하 패스의 최종 패스의 압하율을, 「패스간 최대 온도 상승」이란, T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 영역에서의 각 패스간에서 가공 발열 등에 의해 상승한 최대 온도를 말한다. 또한, 이 실시예에서는, P1이 「-」인 경우를 제외하고 30% 이상의 최종 압하로 마무리 압연을 종료하였다. 따라서, P1이 「-」인 경우를 제외하고, Tf가 마무리 압연 종료 온도이다.

또한, 「1차 냉각 개시까지의 대기 시간」이란, T1+30℃ 이상 T1+200℃ 이하의 온도 범위에 있어서의 30% 이상의 압하율의 패스를 대압하 패스로 한 경우, 상기 대압하 패스 중 최종 패스의 완료로부터 냉각 개시까지의 대기 시간, 「1차 냉각 속도」란, 1차 냉각 온도 개시로부터 1차 냉각을 완료할 때까지의 평균 냉각 속도를, 「1차 냉각 온도 변화」란 1차 냉각 개시 온도와 종료 온도의 차를, 「권취 온도」란, 권취 공정에 있어서 코일러에 의해 권취하는 온도를 나타내고 있다.

얻어진 강관의 평가 결과를 표 8 내지 10에 나타낸다. 또한, 기계적 특성 중, 인장 특성, 등방성, 구멍 확장성에 대해서는, 원판에서 평가를 행하고, 인성에 대해서는, 원판 및 질화 처리 후의 열연 강관의 양쪽에서 평가를 행하였다. 또한, 가스 연질화 처리 후의 내치평성, 내구름 이동 피로 특성의 평가로서, 가스 연질화 후 화합물층의 표면으로부터 5μm까지의 평균 경도(Hv(0.005kgf))를 조사하였다. 강관의 평가 방법은, 전술한 방법과 동일하다. 여기서, 「필라이트 분율」이란, 광학 현미경 조직으로부터 포인트 카운트법에 의해 측정된 필라이트 조직의 면적 분율을, 「평균 결정 입경」이란, EBSP-OIMTM에 의해 측정된 평균 결정 입경을, 「{100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도」란 압연면과 평행인 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 극밀도를, 「{332}<113>의 결정 방위의 극밀도」란 압연면과 평행인 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도를, 「가스 연질화 후 화합물층 깊이」란, 암모니아 가스+N<sub>2</sub>+CO<sub>2</sub>의 분위기 중에서 560 내지 580℃로 5시간 가열 유지하는 가스 연질화 처리를 행한 후에 표층으로부터 단면 마이크로 샘플을 채취하여 현미경 관찰하여 측정된 화합물층(백색층 : ε 질화물 Fe<sub>2-3</sub>N)의 깊이(두께)를 나타내고 있다. 또한, 필라이트 분율은, 표층부와 판 두께 중심부 중 어디에서 측정해도 거의 동일값을 나타낸다.

「인장 시험」 결과는, C 방향 JIS 5호 시험편의 결과를 나타낸다. 표 중, 「YP」는 항복점, 「TS」는 인장 강도, 「E1」은 연신을 각각 나타낸다. 「등방성」이란 |Δr|의 역수를 지표로 하였다. 「구멍 확장」 결과는, JFS T 1001 : 1996 에 기재된 구멍 확장 시험 방법에 의해 얻어진 결과를 나타냈다. 「인성」은 서브 사이즈의 V 노치 샤르피 시험에서 얻어진 천이 온도(vTrs)를 나타내고 있다.

본 발명에 따르는 것은, 강번 8, 13, 15, 16, 24 내지 28, 30, 31, 34 내지 37, 40 내지 42, 56, 61, 63, 64, 72 내지 76, 78, 79, 82 내지 85, 88 내지 90이다. 이들 강관은, 소정 양의 강 성분을 함유하고 강관의 집합 조직에서 강관의 표면으로부터 5/8 내지 3/8의 판 두께 범위인 판 두께 중앙부에 있어서의 {100}<011> 내지 {223}<110> 방위군의 평균 극밀도가 1.0 이상 4.0 이하이고 또한 {332}<113>의 결정 방위의 극밀도가 1.0 이상 4.8 이하이고, 또한 판 두께 중심에서의 평균 결정 입경이 10μm 이하이고, 또한 조직 분율로 6% 초과인 필라이트와 잔량부가 페라이트로 이루어지는 마이크로 조직인 것을 특징으로 한 인장 강도가 440MPa 이상의 가스 연질화 열연 강관이다. 또한, 이들 열연 강관은, 등방성, 질화 처리 후의 인성, 원판의 인성 및 가스 연질화 후 화합물층의 표면으로부터 5μm까지의 평균 경도, 구멍 확장성에 있어서, 모두 우수한 특성을 나타내고 있다.

표 1

항	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	B	Mg	Ca	Rem	원량%	기타	비고
A	0.069	1.20	2.51	0.016	0.003	0.023	0.0026	0.144	0.020	-	-	-	-	-	0.0014	0.0022	-	-	-	-	비교용
B	0.071	1.17	2.46	0.011	0.002	0.029	0.0040	0.179	0.017	-	-	-	-	-	-	0.0019	0.0024	-	-	-	비교용
C	0.067	0.14	1.98	0.007	0.001	0.011	0.0046	0.091	0.038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
D	0.036	0.94	1.34	0.008	0.001	0.020	0.0028	0.126	0.041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
E	0.043	0.98	0.98	0.010	0.001	0.036	0.0034	0.099	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0021	-	-	-	비교용
F	0.042	0.73	1.04	0.011	0.001	0.024	0.0041	0.035	0.019	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0018	-	-	비교용
G	0.089	0.91	1.20	0.008	0.001	0.033	0.0038	0.000	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0022	-	-	-	비교용
H	0.180	0.03	0.72	0.017	0.004	0.011	0.0035	0.025	-	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-	-	비교용
I	0.022	0.05	1.12	0.009	0.004	0.025	0.0047	0.102	-	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-	-	비교용
J	0.004	0.12	1.61	0.080	0.002	0.041	0.0027	0.035	0.025	-	-	-	-	-	0.0011	-	-	0.0020	-	-	비교용
K	0.230	0.18	0.74	0.017	0.002	0.005	0.0051	0.000	-	0.06	0.03	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	비교용
L	0.091	0.02	1.50	0.007	0.001	0.011	0.0046	0.026	-	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
M	0.100	0.03	1.45	0.008	0.001	0.020	0.0028	0.020	-	-	0.48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
N	0.081	0.01	1.51	0.010	0.001	0.036	0.0034	0.022	-	-	-	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
O	0.090	0.02	1.55	0.011	0.001	0.020	0.0041	0.024	0.011	-	-	-	0.91	-	-	-	-	-	-	-	비교용
P	0.087	0.02	1.52	0.008	0.001	0.033	0.0038	0.023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
Q	0.220	0.12	1.25	0.012	0.005	0.026	0.0041	0.028	-	-	-	-	-	-	-	0.0012	-	-	-	-	비교용
R	0.145	0.15	1.22	0.011	0.004	0.024	0.0040	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	-	비교용
S	0.075	0.18	1.24	0.010	0.010	0.030	0.0044	0.036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
T	0.067	0.24	1.28	0.009	0.003	0.022	0.0043	0.025	-	-	-	-	-	2.40	-	-	-	-	-	-	비교용
U	0.142	2.65	1.25	0.007	0.001	0.036	0.0034	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
V	0.144	2.42	1.22	0.008	0.001	0.020	0.0041	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0022	-	-	-	비교용
W	0.151	0.95	1.24	0.010	0.001	0.033	0.0038	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
X	0.146	0.11	1.28	0.011	0.001	0.026	0.0035	0.019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
Y	0.143	0.01	1.22	0.008	0.004	0.024	0.0047	0.027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
Z	0.149	0.00	1.24	0.012	0.004	0.030	0.0027	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AA	0.144	0.12	4.60	0.012	0.002	0.036	0.0051	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AB	0.145	0.14	3.80	0.011	0.002	0.020	0.0046	0.024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AC	0.146	0.14	1.10	0.010	0.001	0.033	0.0028	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Zr<0.002
AD	0.139	0.11	0.02	0.009	0.001	0.026	0.0034	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AE	0.141	0.18	0.00	0.007	0.001	0.024	0.0041	0.021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AF	0.144	0.16	1.22	0.200	0.001	0.030	0.0038	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AG	0.145	0.15	1.24	0.002	0.040	0.022	0.0037	0.078	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AH	0.149	0.13	1.24	0.011	0.005	0.023	0.0042	0.040	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용
AI	0.141	0.12	1.22	0.011	0.004	0.026	0.0045	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	비교용

표 2

경변	아름 인자	계1 열간 압연										계2 열간 압연				
		A3 변태점 온도 (°C)	T1 온도 (°C)	가열 시간 (분)	1000°C 이상 40% 이상의 압하 횟수	1000°C 이상 40% 이상의 압하율(%)	γ 입자 (μm)	압연 온도 (°C)	마부리 압연 계시각의 시간(초)	압연 계시 온도 (°C)	합계 압하율 (%)	Tf (°C)	P1 (%)	1 패스 30% 이상의 압하 횟수	패스간 최대 온도 상승 (°C)	
비교예 1	A	638	895	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990	40	1	15
비교예 2	B	723	903	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990	40	1	12
비교예 3	C	720	887	1230	45	3	40/40/40	80	1060	60	1050	83	980	35	2	15
비교예 4	D	798	896	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	990	32	3	12
비교예 5	E	779	875	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	970	32	3	12
비교예 6	F	833	866	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12
비교예 7	G	825	851	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12
본 발명 8	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	90	1020	89	980	35	2	15
비교예 9	H	813	858	1200	60	0	-	250	1030	60	1020	93	980	35	2	15
비교예 10	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	180	1020	93	980	35	2	15
비교예 11	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	45	980	35	2	15
비교예 12	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	800	35	2	15
본 발명 13	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	30	1020	93	1050	35	2	15
비교예 14	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	-	2	15
비교예 15	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	25
본 발명 16	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
비교예 17	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
비교예 18	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
비교예 19	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
비교예 20	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980	35	2	15
비교예 21	I	751	876	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960	32	3	12
비교예 22	J	699	865	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950	32	3	12
비교예 23	K	800	852	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	940	32	3	12
본 발명 24	L	772	858	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	960	32	3	12
본 발명 25	M	779	856	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12
본 발명 26	N	662	905	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12
본 발명 27	O	766	871	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950	32	3	12
본 발명 28	P	705	866	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940	32	3	12
비교예 29	Q	761	860	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11
본 발명 30	R	787	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950	40	1	11

표 3

구분	시험편	시험조건		제1 열간 압연		제2 열간 압연		페스간 최대 온도 상승 (°C)								
		A33 변태점 온도 (°C)	T1 온도 (°C)	가열 온도 (°C)	유지 시간 (분)	1000°C 이상 40% 이상의 압력(%)	1000°C 이상 40% 이상의 압력(%)		γ 입자 크기 (μm)	압연 온도 (°C)	마무리 압연 개시(초)까지의 시간(초)	압연 개시 온도 (°C)	합계 압력(%)	T <sub>F</sub> P <sub>1</sub> (°C/%)	1 페스 30% 이상의 페스의 압력	
본발열	31	S	808	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교강	32	T	617	881	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교강	33	U	847	856	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
본발열	34	V	844	857	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
본발열	35	W	806	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
본발열	36	X	781	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
본발열	37	Y	784	859	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교강	38	Z	782	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교강	39	AA	516	863	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
본발열	40	AB	581	882	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	89	930/32	3	10
본발열	41	AC	797	856	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	42	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	43	AD	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	44	AE	886	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	45	AF	787	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	46	AG	786	871	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	47	AH	785	862	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	48	AI	788	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교강	49	A	638	895	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990/40	1	15
비교강	50	B	723	903	1260	45	2	45/45	100	1090	60	1080	90	990/40	1	12
비교강	51	C	720	887	1230	45	3	40/40/40	80	1060	60	1050	93	980/35	2	15
비교강	52	D	798	896	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	990/32	3	12
비교강	53	E	779	875	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	970/32	3	12
비교강	54	F	833	866	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960/32	3	12
비교강	55	G	825	851	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950/32	3	12
본발열	56	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	90	1020	89	980/35	2	15
비교강	57	H	813	858	1200	60	0	-	250	1030	60	1020	93	980/35	2	15
비교강	58	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	180	1020	93	980/35	2	15
비교강	59	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	45	980/35	2	15
비교강	60	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	800/35	2	15

표 4

시험번호	시험명	시험위치	가열 온도 조건				제1 열간 압연				제2 열간 압연				
			가열 온도 (°C)	유지 시간 (분)	1000°C 이상 1100°C 이하의 40% 이상의 밀하율(%)	1100°C 이상 1200°C 이하의 40% 이하의 밀하율(%)	γ입경 (μm)	압연 온도(°C)	마무리 압연 개시(초)의 시간(초)	압연 개시 온도(°C)	합계 (%)	TF P1 (%)	1팩스 30% 이상의 팩스의 횟수	팩스간 최대 온도 상승(°C)	
비교예 61	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	30	1020	93	1050/35	2	15
비교예 62	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980 -	0	15
비교예 63	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	25
비교예 64	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
비교예 65	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
비교예 66	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
비교예 67	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	60	1020	93	980/35	2	15
비교예 68	H	813	858	1200	60	1	50	150	1030	90	1020	93	980/35	2	15
비교예 69	I	751	878	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	960/32	3	12
비교예 70	J	699	865	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	950/32	3	12
비교예 71	K	800	852	1200	60	3	40/40/40	80	1030	90	1020	89	940/32	3	12
비교예 72	L	772	858	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	960/32	3	12
비교예 73	M	779	858	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950/32	3	12
비교예 74	N	662	905	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940/32	3	12
비교예 75	O	766	871	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	950/32	3	12
비교예 76	P	705	866	1180	90	3	40/40/40	80	1010	90	1000	89	940/32	3	12
비교예 77	Q	761	860	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교예 78	R	787	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교예 79	S	808	858	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교예 80	T	617	881	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교예 81	U	847	856	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교예 82	V	844	857	1250	30	1	50	160	1080	120	1070	90	950/40	1	11
비교예 83	W	806	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교예 84	X	781	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교예 85	Y	784	859	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교예 86	Z	782	857	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교예 87	AA	516	863	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교예 88	AB	581	862	1250	30	3	40/40/40	80	1080	120	1070	93	940/35	2	14
비교예 89	AC	797	856	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 90	AD	882	853	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 91	AE	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 92	AF	882	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 93	AG	886	855	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 94	AH	787	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 95	AI	786	871	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 96	AA	788	862	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10
비교예 97	AA	788	857	1250	30	2	45/45	100	1080	120	1070	89	930/32	3	10

[0185]

표 5

강변	제3 열간 압연		냉각 조건						
	합계 압하율(%)	t1(초)	2.5 × t1	1차 냉각 개시까지의 대기 시간 t(초)	t/t1	1차 냉각 속도(°C/초)	1차 냉각 온도 변화(°C)	1차 냉각 정지 온도(°C)	권취 온도(°C)
1	0	0.40	1.00	0.25	0.6	60	90	900	650
2	0	0.51	1.28	0.25	0.5	60	90	900	650
3	0	0.62	1.55	0.25	0.4	65	110	870	600
4	0	0.73	1.83	0.25	0.3	60	70	920	600
5	0	0.71	1.78	0.25	0.4	60	70	900	600
6	0	0.72	1.80	0.25	0.3	60	70	890	600
7	0	0.65	1.63	0.25	0.4	60	70	880	600
8	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
9	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
10	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
11	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
12	0	3.40	8.50	0.25	0.1	65	110	690	670
13	0	0.29	0.73	0.25	0.9	65	110	940	670
14	0	-	-	0.25	-	65	110	870	670
15	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	670
16	0	0.27	0.68	0.20	0.7	65	110	870	670
17	0	0.27	0.68	0.25	0.9	5	110	870	670
18	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	20	960	670
19	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	205	775	670
20	0	0.27	0.68	0.25	0.9	65	110	870	450
21	0	0.89	2.23	0.60	0.7	60	70	890	650
22	0	0.88	2.20	0.60	0.7	60	70	880	650
23	0	0.82	2.05	0.60	0.7	60	70	870	650
24	0	0.61	1.53	0.60	1.0	60	70	890	600
25	0	0.73	1.83	0.60	0.8	60	70	880	600
26	0	2.00	5.00	0.60	0.3	60	70	870	600
27	0	0.99	2.48	0.60	0.6	60	70	880	600
28	0	1.08	2.70	0.60	0.6	60	70	870	600
29	5	0.47	1.17	0.40	0.9	50	80	870	700
30	5	0.44	1.11	0.40	0.9	50	80	870	700

[0186]

표 6

강변	제3 열간 압연		냉각 조건						
	합계 압하율(%)	t1(초)	2.5 × t1	1차 냉각 개시까지의 대기 시간 t(초)	t/t1	1차 냉각 속도(°C/초)	1차 냉각 온도 변화(°C)	1차 냉각 정지 온도(°C)	권취 온도(°C)
31	5	0.44	1.11	0.40	0.9	50	80	870	700
32	5	0.86	2.14	0.40	0.5	50	80	870	700
33	5	0.42	1.05	0.40	1.0	50	80	870	700
34	5	0.43	1.07	0.40	0.9	50	80	870	790
35	12	0.77	1.93	0.70	0.9	70	130	810	780
36	12	0.77	1.92	0.70	0.9	70	130	810	750
37	12	0.81	2.02	0.70	0.9	70	130	810	750
38	12	0.78	1.94	0.70	0.9	70	130	810	750
39	12	0.89	2.24	0.70	0.8	70	130	810	550
40	12	0.86	2.16	0.70	0.8	70	130	810	550
41	12	1.07	2.68	1.00	0.9	55	85	845	750
42	25	1.05	2.63	1.00	1.0	55	85	845	750
43	31	1.05	2.63	1.00	1.0	55	85	845	750
44	25	1.06	2.66	1.00	0.9	55	85	845	750
45	25	1.09	2.73	1.00	0.9	55	85	845	750
46	25	1.40	3.51	1.00	0.7	55	85	845	750
47	25	1.20	3.00	1.00	0.8	55	85	845	750
48	25	1.09	2.74	1.00	0.9	55	85	845	750
49	0	0.40	1.00	1.00	2.5	60	90	900	650
50	0	0.51	1.28	1.00	2.0	60	90	900	650
51	0	0.62	1.55	1.00	1.6	65	110	870	600
52	0	0.73	1.83	1.00	1.4	60	70	920	600
53	0	0.71	1.78	1.00	1.4	60	70	900	600
54	0	0.72	1.80	1.00	1.4	60	70	890	600
55	0	0.65	1.63	1.00	1.5	60	70	880	600
56	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
57	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
58	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
59	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
60	0	3.40	8.50	4.00	1.2	65	110	690	670

[0187]

표 7

강변	제3 열간 압연		냉각 조건						
	합계 압하율 (%)	t1(초)	2.5×t1	1차 냉각 개시까지의 대기 시간 t(초)	t/t1	1차 냉각 속도 (°C/초)	1차 냉각 온도 변화(°C)	1차 냉각 정지 온도(°C)	권취 온도(°C)
61	0	0.29	0.73	0.50	1.7	65	110	940	670
62	0	-	-	0.50	-	65	110	870	670
63	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
64	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	670
65	0	0.27	0.68	0.50	1.9	5	110	870	670
66	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	20	960	670
67	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	205	775	670
68	0	0.27	0.68	0.50	1.9	65	110	870	450
69	0	0.89	2.23	2.00	2.2	60	70	890	650
70	0	0.88	2.20	2.00	2.3	60	70	880	650
71	0	0.82	2.05	2.00	2.4	60	70	870	650
72	0	0.61	1.53	1.00	1.6	60	70	890	600
73	0	0.73	1.83	1.00	1.4	60	70	880	600
74	0	2.00	5.00	3.00	1.5	60	70	870	600
75	0	0.99	2.48	2.00	2.0	60	70	880	600
76	0	1.08	2.70	2.00	1.9	60	70	870	600
77	5	0.47	1.17	1.00	2.1	50	80	870	700
78	5	0.44	1.11	1.00	2.3	50	80	870	700
79	5	0.44	1.11	1.00	2.3	50	80	870	700
80	5	0.86	2.14	1.00	1.2	50	80	870	700
81	5	0.42	1.05	1.00	2.4	50	80	870	700
82	5	0.43	1.07	1.00	2.3	50	80	870	790
83	12	0.77	1.93	1.00	1.3	70	130	810	780
84	12	0.77	1.92	1.00	1.3	70	130	810	750
85	12	0.81	2.02	1.00	1.2	70	130	810	750
86	12	0.78	1.94	1.00	1.3	70	130	810	750
87	12	0.89	2.24	1.00	1.1	70	130	810	550
88	12	0.86	2.16	1.00	1.2	70	130	810	550
89	12	1.07	2.68	2.00	1.9	55	85	845	750
90	25	1.05	2.63	2.00	1.9	55	85	845	750
91	31	1.05	2.63	2.00	1.9	55	85	845	750
92	25	1.05	2.63	4.00	3.8	55	85	845	750
93	25	1.06	2.66	2.00	1.9	55	85	845	750
94	25	1.09	2.73	2.00	1.8	55	85	845	750
95	25	1.40	3.51	2.00	1.4	55	85	845	750
96	25	1.20	3.00	2.00	1.7	55	85	845	750
97	25	1.09	2.74	2.00	1.8	55	85	845	750

[0188]

표 8

강변	마이크로 조적										결화 처리 전 기계적 특성					결화 처리 후	
	펠라이트 분율 (%)	라멜라 간격 ( $\mu\text{m}$ )	평균 결정입경 ( $\mu\text{m}$ )	(100)<011>~ (220)<110> 평면군의 평균 극밀도	(332)<113> 결정방위의 극밀도	가스연결화 후 0~5 $\mu\text{m}$ 평균 경도 (HV(0.005kgf))	가스연결화 후 화합물중 잔이 ( $\mu\text{m}$ )	인장 강도	TS (MPa)	EI (%)	1/ $\Delta\epsilon$	$\lambda$ (%)	$V_{TFS}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$V_{TFS}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )			
1	5.9	1.0	5.5	3.7	4.5	500	21	774	941	15.6	3.5	70	-108	-18			
2	6.0	1.0	6.0	3.7	4.5	500	21	770	895	16.8	3.5	75	-93	-19			
3	5.7	0.8	6.0	3.8	4.5	475	21	721	810	18.5	3.5	76	-93	-18			
4	3.1	0.8	5.0	3.7	4.5	500	24	716	794	19.2	3.5	77	-125	-10			
5	3.2	0.8	7.0	4.0	4.7	450	23	733	814	18.7	3.5	74	-68	-12			
6	3.6	0.8	6.0	4.0	4.7	450	23	477	603	27.6	3.5	79	-93	-13			
7	7.6	0.8	7.5	4.0	4.7	300	19	360	480	33.6	3.5	90	-58	-20			
8	15.3	1.1	6.0	3.7	4.4	450	12	388	511	30.0	3.5	72	-93	-48			
9	13.6	1.1	10.5	4.0	4.8	450	13	365	488	32.0	3.5	71	-11	-5			
10	14.1	1.1	10.5	4.0	4.8	450	13	355	470	29.4	3.5	74	-15	-5			
11	15.3	1.1	11.0	5.2	5.4	450	12	396	520	28.5	3.0	60	-19	-10			
12	15.2	1.1	3.0	7.1	6.2	450	12	440	536	22.0	2.9	89	-124	-67			
13	12.3	1.1	7.0	3.7	4.5	450	15	352	466	29.3	3.5	72	-45	-42			
14	15.0	1.1	11.0	7.3	6.3	450	12	399	522	30.1	2.8	66	-10	0			
15	12.0	1.1	7.0	3.7	4.4	450	15	381	505	31.8	3.5	74	-50	-45			
16	11.4	1.1	5.5	3.6	4.3	450	16	360	481	32.0	3.6	78	-100	-60			
17	13.0	1.1	10.5	3.8	4.5	400	14	357	477	30.8	3.5	75	-11	0			
18	12.0	1.1	10.5	3.8	4.5	400	15	371	495	28.9	3.5	76	-15	-5			
19	0.0	-	4.5	7.4	6.3	400	30	403	530	30.5	2.8	64	-126	-19			
20	0.5	-	6.5	3.9	4.6	350	27	381	500	26.8	3.5	72	-80	-18			
21	1.9	1.0	6.5	4.0	4.7	450	25	434	571	33.7	3.5	71	-80	-15			
22	0.3	-	9.0	4.0	4.7	350	27	294	431	36.5	3.5	82	-31	-18			
23	29.6	1.0	7.0	4.0	4.8	300	7	360	505	29.2	3.5	70	-58	-25			
24	7.7	0.8	4.5	3.6	4.4	400	19	380	503	29.1	3.5	80	-128	-80			
25	8.5	0.8	5.5	3.5	4.3	400	18	372	496	30.5	3.5	81	-108	-68			
26	6.9	0.8	5.0	3.5	4.3	400	20	385	530	28.8	3.5	75	-125	-58			
27	7.7	0.8	6.0	3.5	4.3	400	19	388	509	30.0	3.5	78	-93	-48			
28	7.4	0.8	5.5	3.5	4.3	400	20	394	522	29.0	3.5	73	-108	-58			
29	21.0	1.6	4.0	4.0	4.8	450	10	432	568	26.4	3.5	60	-131	-55			
30	10.4	1.6	5.5	3.9	4.6	450	15	390	513	29.2	3.5	78	-108	-50			

표 6

강변	마이크로 조직					열화 처리 전 기계적 특성					열화 처리 후			
	펠라이트 분율 (%)	라멜라 간격 ( $\mu\text{m}$ )	평균 결정입장 ( $\mu\text{m}$ )	[100] <110> [223] <110> 평면상의 평균 구밀도	[332] <113> 결정 방향의 구밀도	가스 연질화 후 화합물중 0~5 $\mu\text{m}$ 평균 경도 (HV(0.005kgf))	가스 연질화 후 화합물중 간이 ( $\mu\text{m}$ )	인장 강도 (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	1/ $\Delta\epsilon$	$\lambda$ (%)	$\lambda$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\lambda$ ( $^{\circ}\text{C}$ )
31	6.1	1.6	6.0	3.8	4.5	400	18	373	491	30.5	3.5	81	-93	-50
32	5.8	1.6	7.0	4.0	4.8	400	22	321	422	35.5	3.5	95	-58	-15
33	6.0	1.6	7.0	3.8	4.6	400	24	417	549	27.3	3.5	73	-68	-10
34	6.4	2.0	7.0	3.7	4.5	400	20	411	541	27.7	3.5	74	-68	-41
35	12.0	2.0	6.5	3.7	4.4	375	17	423	556	27.0	3.5	72	-80	-67
36	11.0	1.8	6.0	3.8	4.6	375	16	385	506	29.6	3.5	74	-93	-78
37	6.1	1.8	5.5	3.9	4.7	375	19	373	491	30.5	3.6	81	-108	-40
38	5.4	1.8	5.5	3.9	4.7	400	22	333	438	34.2	3.5	91	-108	-18
39	2.0	0.5	4.0	3.6	4.4	425	26	528	695	21.6	3.7	72	-127	-19
40	6.1	0.5	4.5	3.7	4.5	425	20	487	641	23.4	3.5	71	-122	-50
41	13.0	1.8	6.0	3.6	4.4	400	17	378	498	30.1	3.6	70	-93	-40
42	6.3	1.8	6.5	3.9	4.7	350	18	335	441	34.0	3.5	91	-80	-40
43	6.2	1.8	4.5	7.0	6.2	350	18	353	464	32.0	2.9	68	-136	-84
44	5.7	1.8	7.0	3.9	4.7	350	24	324	426	35.2	3.5	94	-68	-10
45	7.0	1.8	7.0	3.8	4.6	350	17	377	496	24.0	3.5	55	-18	5
46	7.1	1.8	7.0	3.8	4.6	350	17	371	488	21.0	3.5	42	-16	10
47	4.0	1.8	7.0	4.0	4.7	450	27	389	512	29.3	3.5	78	-68	-5
48	14.0	1.8	11.0	3.5	4.3	300	8	388	510	29.4	3.5	71	-5	0
49	5.8	1.0	7.5	1.9	2.7	500	21	663	872	17.2	7.5	79	-58	-18
50	5.9	1.0	8.0	1.9	2.7	500	21	630	829	18.1	7.5	80	-48	-19
51	5.6	0.8	8.0	2.0	2.9	475	21	571	751	20.0	6.5	81	-48	-18
52	3.0	0.8	7.0	1.9	2.7	500	24	560	736	20.4	7.5	82	-68	-10
53	3.6	0.8	9.0	2.0	3.0	450	23	574	755	19.9	6.5	82	-31	-12
54	3.5	0.8	8.0	2.0	3.0	450	23	426	561	26.7	6.5	71	-48	-13
55	7.5	0.8	9.5	2.0	3.0	300	19	340	448	33.5	6.5	89	-24	-20
56	15.2	1.1	8.0	2.0	2.9	450	12	362	476	31.5	6.5	84	-48	-48
57	13.5	1.1	12.5	2.0	3.0	450	13	346	455	33.0	6.5	76	10	15
58	14.0	1.1	12.5	2.1	3.2	450	13	335	441	34.0	5.9	79	10	15
59	15.2	1.1	12.0	4.2	4.9	450	12	368	484	31.0	3.2	60	6	10
60	15.1	1.1	5.0	5.3	5.4	450	12	386	499	28.0	3.0	63	-125	-67

표 10

구분	마이크로 조역										질화 처리 전 기계적 특성					질화 처리 후	
	펠라이트 분율 (%)	라벨라 간격 (μm)	평균 결정 입径 (μm)	[100]<011>~<220> 방향도의 평균 극비도	[332]<113> 결정 방향도의 극비도	가스 연질화 후 0~5μm 평균 경도 (HV(0.05kgf))	가스 연질화 후 화학물층 깊이 (μm)	YS (MPa)	TS (MPa)	ε (%)	1/Δε	λ (%)	ΔT <sub>rs</sub> (°C)	T <sub>rs</sub> (°C)	ΔT <sub>rs</sub> (°C)		
61	12.2	1.1	10.0	1.9	2.7	450	15	334	440	34.1	7.5	91	-25	-20			
62	14.9	1.1	13.0	5.5	5.5	450	12	370	486	30.8	3.0	64	15	20			
63	11.9	1.1	10.0	1.9	2.7	450	15	358	471	31.9	7.5	85	-28	-20			
64	11.3	1.1	7.5	2.0	3.0	450	16	341	449	33.4	6.3	89	-40	-30			
65	12.9	1.1	12.5	2.0	2.9	400	14	338	445	33.7	6.5	90	10	15			
66	11.9	1.1	12.5	2.0	2.9	400	15	351	461	32.5	9.0	87	10	13			
67	0.0	-	6.5	5.0	5.0	400	30	375	494	30.4	3.0	86	-30	-19			
68	0.4	-	8.5	2.0	3.0	300	27	354	466	32.2	6.0	86	-38	-18			
69	1.8	1.0	8.5	2.0	3.0	450	25	404	531	28.2	6.1	75	-39	-15			
70	0.2	-	11.0	2.0	3.0	350	27	306	403	37.3	6.1	99	-5	0			
71	29.5	1.0	9.5	1.9	3.0	300	7	358	471	31.9	6.0	85	-24	-20			
72	7.6	0.8	6.5	2.0	3.0	400	19	356	469	32.0	6.0	85	-80	-50			
73	8.4	0.8	7.5	2.0	3.0	400	18	351	462	32.4	6.1	87	-58	-38			
74	6.8	0.8	7.0	2.0	3.0	400	20	375	494	30.4	6.0	81	-68	-48			
75	7.6	0.8	8.0	2.0	3.0	400	19	360	474	31.6	6.2	84	-48	-38			
76	7.3	0.8	7.5	2.0	3.0	400	20	370	466	30.8	6.0	82	-56	-48			
77	20.9	1.6	6.0	2.2	3.4	450	10	402	529	28.4	5.4	46	-53	-20			
78	10.3	1.6	7.5	2.0	3.0	450	15	363	478	31.4	6.0	84	-36	-48			
79	6.1	1.6	8.0	2.0	2.9	400	18	348	458	32.8	6.5	87	-48	-30			
80	5.7	1.6	9.5	1.9	3.0	400	22	300	394	38.0	6.3	101	-24	-10			
81	5.9	1.6	9.0	2.0	2.9	400	24	388	511	29.3	6.5	78	-31	-5			
82	6.3	2.0	9.0	1.9	2.7	400	20	383	504	29.8	7.5	79	-31	-25			
83	11.9	2.0	8.5	1.9	2.7	375	17	393	518	29.0	7.5	77	-39	-30			
84	10.9	1.8	8.0	2.0	2.9	375	16	358	472	31.8	6.5	85	-48	-30			
85	6.1	1.8	7.5	2.0	3.0	375	19	348	458	32.8	6.1	87	-58	-40			
86	5.3	1.8	7.5	2.0	3.0	400	22	311	409	38.7	6.0	98	-56	-18			
87	1.9	0.5	6.0	1.8	2.6	425	26	491	645	23.2	9.2	86	-93	-19			
88	6.1	0.5	6.5	1.9	2.7	425	20	453	599	25.2	7.3	70	-80	-50			
89	12.9	1.8	8.0	1.8	2.6	400	17	353	464	32.3	9.2	86	-48	-35			
90	6.2	1.8	8.5	2.0	3.0	300	18	344	440	34.0	6.1	91	-39	-35			
91	6.2	1.8	6.0	6.0	5.7	350	18	348	457	33.0	2.9	88	-90	-60			
92	6.2	1.8	14.0	1.4	2.1	350	18	650	441	32.0	15.0	91	-10	15			
93	5.6	1.8	9.0	2.0	3.0	350	24	334	440	34.1	6.0	91	-31	-10			
94	6.9	1.8	9.0	2.0	2.9	350	17	351	462	24.0	6.5	48	-18	-5			
95	7.0	1.8	9.0	2.0	2.9	350	17	346	455	26.0	6.5	61	-16	-7			
96	4.2	1.8	9.0	2.0	3.0	450	25	363	477	31.4	6.1	84	-31	-5			
97	13.9	1.8	13.0	1.7	2.4	300	8	381	476	31.6	12.5	84	15	20			

[0191]

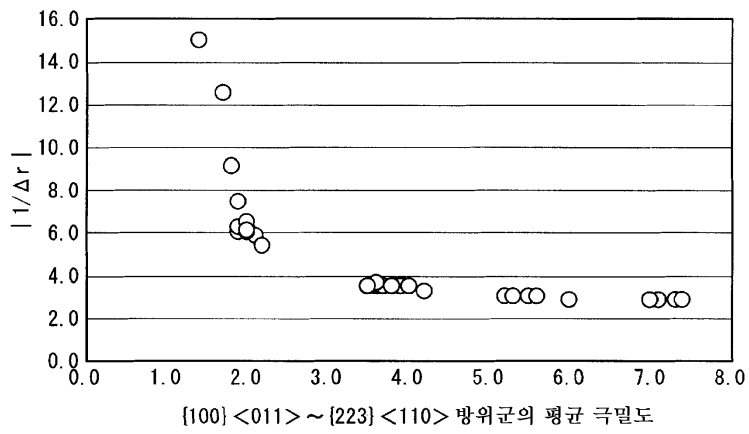
산업상 이용가능성

[0192]

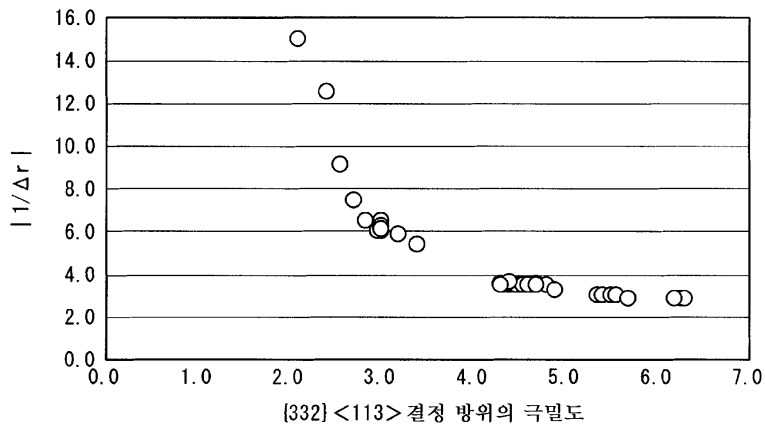
본 발명에 의하면, 연성 및 가공 후의 엄격한 관 두께 균일성, 진원도 및 내충격성이 요구되는 부재에의 적용이 가능한 등방 가공성이 우수한 가스 연질화용 열연 강관이 얻어진다. 본 발명에서 제조한 강관은, 고강도이면서, 연성 및 가공 후의 엄격한 관 두께 균일성, 진원도 및 내충격성이 요구되는 내관 부재, 구조 부재, 하체 부재, 트랜스미션 등의 자동차 부재를 비롯하여, 조선, 건축, 교량, 해양 구조물, 압력 용기, 라인 파이프, 기계 부품 등 모든 용도에 사용할 수 있다. 이 때문에, 본 발명은 공업적 가치가 높다.

도면

도면1



도면2



도면3

