



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2016년12월01일
(11) 등록번호 10-1681626
(24) 등록일자 2016년11월25일

- (51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/14 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)
- (52) CPC특허분류
C22C 38/14 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
- (21) 출원번호 10-2015-7001660(분할)
- (22) 출원일자(국제) 2010년11월25일
심사청구일자 2015년11월05일
- (85) 번역문제출일자 2015년01월21일
- (65) 공개번호 10-2015-0013362
- (43) 공개일자 2015년02월04일
- (62) 원출원 특허 10-2012-7015922
원출원일자(국제) 2010년11월25일
심사청구일자 2012년06월20일
- (86) 국제출원번호 PCT/JP2010/071528
- (87) 국제공개번호 WO 2011/065579
국제공개일자 2011년06월03일
- (30) 우선권주장
JP-P-2009-267257 2009년11월25일 일본(JP)
- (56) 선행기술조사문헌
JP2009052137 A*
JP2009133005 A*
KR1020080018285 A*
*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

- (73) 특허권자
제이에프이 스틸 가부시카가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
- (72) 발명자
니시무라 키미히로
일본국 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 치테키자 이산부 나이
이시카와 노부유키
일본국 도쿄도 지요다꾸 우치사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시카가이샤 치테키자 이산부 나이
(뒷면에 계속)
- (74) 대리인
이철

전체 청구항 수 : 총 3 항

심사관 : 윤여분

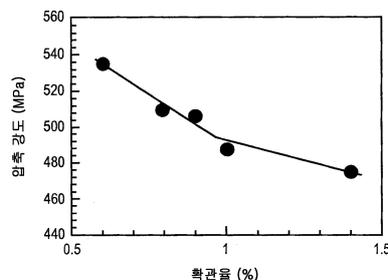
(54) 발명의 명칭 **높은 압축 강도를 갖는 라인파이프용 용접 강관**

(57) 요약

강관 성형에서의 특수한 성형 조건이나, 조관(pipe making) 후의 열처리를 필요로 하지 않고, 강관의 금속 조직을 최적화함으로써, 마우싱거 효과에 의한 항복 응력 저하를 억제하고, 압축 강도가 높은 후속의 라인파이프용 강관을 제공한다. 구체적으로는, 질량%로, C: 0.03~0.10%, Si: 0.30% 이하, Mn: 1.00~2.00%, P: 0.015%

(뒷면에 계속)

대표도 - 도1



이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.080% 이하, Nb: 0.005~0.035%, Ti: 0.005~0.020%를 함유하고, C(%)-0.065 Nb(%)가 0.025 이상이고, Ceq값이 0.3 이상이고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강관이며, 금속 조직이 베이나이트 분율: 60% 이상, 가공 페라이트 분율: 5% 이하, 섬(島) 형상 마텐자이트(MA)의 분율: 3% 이하, MA의 평균 입경: 2 μ m 이하, 또한 MA의 에스팩트비: 5 이하인 것을 특징으로 하는, 높은 압축 강도 및 내사우어성이 우수한 라인파이프용 강관 및 그 제조 방법이다.

(52) CPC특허분류

C22C 38/04 (2013.01)

C22C 38/06 (2013.01)

C22C 38/12 (2013.01)

(72) 발명자

다니자와 아키히코

일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

스에요시 히토시

일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

호리에 마사유키

일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

기요토 야스미츠

일본국 도쿄토 지요다쿠 우치사이와이쵸 2쵸메 2반
3고 제이에프이 스틸 가부시키키가이샤 치테키자이산
부 나이

명세서

청구범위

청구항 1

질량%로, C: 0.03~0.10%, Si: 0초과~0.15% 이하, Mn: 1.50~2.00%, P: 0초과~0.015% 이하, S: 0초과~0.003% 이하, Al: 0초과~0.080% 이하, Nb: 0.005~0.035%, Ti: 0.005~0.020%를 함유하고, C(%)-0.065 Nb(%)가 0.025 이상이고, 하기식으로 나타나는 Ceq값이 0.36 이상이며, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강관이며, 금속 조직이 베이나이트 면적 분율: 60% 이상, 가공 페라이트 면적 분율: 5% 이하, 섬(島)형상 마르텐사이트(MA)의 면적 분율: 3% 이하, MA의 평균 입경: 2 μ m 이하, 또한, MA의 에스펙트비: 5 이하이며, 압축항복강도가 430MPa이상인 라인파이프용 용접 강관.

$$Ceq = C(\%) + Mn(\%)/6 + \{Cr(\%) + Mo(\%) + V(\%)\}/5 + \{Cu(\%) + Ni(\%)\}/15$$

청구항 2

제1항에 있어서,

추가로 질량%로, Cu: 0.5% 이하, Ni: 1% 이하, Cr: 0.5% 이하, Mo: 0.5% 이하, V: 0.1% 이하 중으로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고, C(%)-0.065 Nb(%) - 0.025 Mo(%) - 0.057 V(%)가 0.025 이상인 라인파이프용 용접 강관.

청구항 3

제1항에 있어서,

추가로, 질량%로, Cu: 0.20~0.40%, Ni: 0.05~1.00%, Ca: 0.0005~0.0035% 및, Cr: 0.50% 이하, Mo: 0.50% 이하, V: 0.10% 이하 중으로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고, C(%)-0.065 Nb(%) - 0.025 Mo(%) - 0.057 V(%)가 0.025 이상인 라인파이프용 용접 강관.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은, 원유(crude oil)나 천연 가스(natural gas) 등의 수송용의 라인파이프(linepipe)에 관한 것이며, 특히, 높은 내(耐)콜랩스 성능(collapse resistant performance)이 요구되는 후육(厚肉; heavy wall thickness)의 심해용 라인파이프(line pipe for deep sea)에의 사용에 적합한, 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 강관 혹은, 더욱 높은 압축 강도 및 내사우어성이 우수한 파이프용 용접 강관 및 그들의 제조 방법에 관한 것이다. 또한, 본 발명의 압축 강도(compressive strength)는, 특별히 언급하지 않는 한, 압축 항복 강도(compressive yield strength) 혹은, 0.5% 압축 내력(compressive proof strength)을 말한다. 또한, 인장 항복 강도(tensile yield strength)는, 특별히 언급하지 않는 한, 인장 항복 강도(tensile yield strength) 혹은, 0.5% 인장 내력을 말하며, 인장 강도(tensile strength)는, 통상의 정의대로 인장 시험시의 최대 응력을 말한다.

배경 기술

[0002] 최근의 에너지 수요의 증대(increase in demand for energy)에 수반하여, 원유나 천연 가스 파이프라인의 개발이 왕성하게 이루어지고 있고, 가스전(gas field)이나 유전의 원격지화나 수송 루트의 다양화 때문에, 해양을 통과하는 파이프라인도 많이 개발되고 있다. 해저 파이프라인(offshore pipeline)에 사용되는 라인파이프에는 수압(water pressure)에 의한 콜랩스(collapse; 압괴)를 방지하기 위해, 육상 파이프라인(onshore pipeline)보다도 관 두께(wall thickness)가 두꺼운 것이 이용되고, 또한 높은 진원도(roundness)가 요구되지만, 라인파이프의 재질로서는 외압(external pressure)에 의해 관둘레 방향(circumferential direction of pipe)으로 발생하는 압축 응력(compression stress)에 대항하기 위해 높은 압축 강도가 필요하게 된다.

[0003] 해저 파이프라인의 설계에는 DNV 규격(Det Norske Veritas standard)(OS F-101)이 적용되는 경우가 많지만, 본

규격에서는 외압에 의한 콜랩스 압력을 결정하는 인자로서, 파이프의 관경(pipe diameter)(D), 관 두께(t), 진원도(f_0) 및 재료의 인장 항복 강도(tensile yield strength)(f_y)를 이용하여 콜랩스 압력(collapse pressure)이 구해진다. 그러나, 파이프의 사이즈와 인장 강도가 동일하더라도, 파이프의 제조 방법에 따라 압축 강도가 변화하는 점에서, 인장 항복 강도에는 제조 방법에 따라서 상이한 계수(coefficient)(α_{fab})가 곱해지게 된다. 이 DNV 규격 계수는 심리스(seamless) 파이프의 경우는 1.0 인장 항복 강도를 그대로 적용할 수 있지만, UOE 프로세스(UOE forming process)로 제조된 파이프의 경우는 계수로서 0.85가 주어지고 있다. 이것은, UOE 프로세스로 제조된 파이프의 압축 강도가 인장 항복 강도보다도 저하되기 때문이지만, UOE 강관은 조관의 최종 공정에서 확관 프로세스(pipe expanding process)가 있어 관둘레 방향으로 인장 변형이 주어진 후에 압축을 받게 되기 때문에, 바우싱거 효과(Bauschinger effect)에 의해 압축 강도가 저하하는 것이 그 요인이 되고 있다. 따라서, 내콜랩스 성능을 높이기 위해서는, 파이프의 압축 강도를 높이는 것이 필요하지만, 냉간 성형(cold forming)에서 확관 프로세스를 거쳐서 제조되는 강관의 경우는, 바우싱거 효과에 의한 압축 항복 강도 저하가 문제가 되고 있었다.

[0004] UOE 강관의 내콜랩스성 향상에 관해서는 많은 검토가 이루어지고 있으며, 특허문헌 1에는 통전 가열(Joule heating)로 강관을 가열하여 확관을 행한 후에 일정 시간 이상 온도를 유지하는 방법이 개시되어 있다. 이 방법에 의하면, 확관에 의해 도입된 전위(dislocation)가 제거·분산되기 때문에, 고풍복점을 얻는 것이지만, 확관 후에 5분 이상 온도 유지하기 위해, 통전 가열을 계속할 필요가 있기 때문에, 생산성(productivity)이 뒤떨어진다.

[0005] 또한, 특허문헌 1과 동일하게 확관 후에 가열을 행하여 바우싱거 효과에 의한 압축 항복 강도의 저하를 회복시키는 방법으로서, 특허문헌 2에서는 강관 외표면을 내표면보다 높은 온도로 가열함으로써, 가공 경화에 의해 상승한 내면측의 압축 항복 강도를 유지하고, 바우싱거 효과에 의해 저하한 외표면측의 압축 항복 강도를 상승시키는 방법이 제안되고 있다.

[0006] 또한, 특허문헌 3에는 Nb-Ti 첨가강의 강관 제조 공정(steel plate manufacturing process)에서 열간 압연(hot rolling) 후의 가속 냉각(accelerated cooling)을 Ar_3 온도 이상에서 $300^{\circ}C$ 이하까지 행하여, UOE 프로세스에서 강관으로 한 후에 $80\sim 550^{\circ}C$ 로 가열을 행하는 방법이 각각 제안되고 있다.

[0007] 그러나, 특허문헌 2의 방법에서는 강관의 외표면(outer surface)과 내표면(inner surface)의 가열 온도와 가열 시간을 각각 관리하는 것은 실(實)제조상, 특히 대량 생산 공정(mass production process)에 있어서 품질을 관리하는 것은 매우 곤란하고, 또한, 특허문헌 3의 방법은 강관 제조에 있어서의 가속 냉각의 정지 온도를 $300^{\circ}C$ 이하의 낮은 온도로 할 필요가 있기 때문에, 강관의 왜곡(distortion)이 커져 UOE 프로세스에서 강관으로 한 경우의 진원도가 저하되고, 추가로 Ar_3 온도 이상에서 가속 냉각을 행하기 때문에 비교적 높은 온도에서 압연을 행할 필요가 있어 인성(fracture toughness)이 열화한다는 문제가 있었다.

[0008] 한편, 확관 후에 가열을 행하지 않고 강관의 성형 방법에 따라 압축 강도를 높이는 방법으로서, 특허문헌 4에 0성형(0 shape forming) 시의 압축률(compression rate)을 그 후의 확관율(expansion rate)보다도 크게 하는 방법이 개시되어 있다. 특허문헌 4의 방법에 의하면 실질적으로 관둘레 방향의 인장 사전 왜곡(tensile pre-strain)이 없기 때문에 바우싱거 효과가 발생되지 않고 높은 압축 강도가 얻어진다. 그러나, 확관율이 낮으면 강관의 진원도를 유지하는 것이 곤란해져 강관의 내콜랩스 성능을 열화시키게 될 수도 있다.

[0009] 또한, 특허문헌 5에는, 심 용접부와 용접부의 축 대칭부(용접부로부터 180° 의 위치, 외표면측의 압축 강도가 낮은 개소)를 단점(end point)으로 하는 직경이 강관의 최대 지름이 되도록 함으로써 내콜랩스 성능을 높이는 방법이 개시되어 있다. 그러나, 실제의 파이프라인의 부설(pipeline construction) 시에 있어서 콜랩스가 문제가 되는 것은 해저에 도달한 파이프가 굽힘 변형(bending deformation)을 받는 부분(새그벤드부(sag-bend portion))으로, 강관의 심 용접부의 위치와는 관계없이 원주 용접(girth weld)되어 해저(sea bed)에 부설되기 때문에, 심 용접부(seam weld)의 단점이 장경(長徑;major axis)이 되도록 해도 실제상으로는 아무런 효과를 발휘하지 않는다.

[0010] 또한, 특허문헌 6에는 가속 냉각 후에 재가열을 행하여 강관 표층부의 경질인 제2 상(相)의 분율을 저감시키고, 추가로, 표층부와 관 두께 중심부의 경도차를 작게 하여, 관 두께 방향으로 균일한 강도 분포로 함으로써 바우싱거 효과에 의한 항복 응력 저하가 작은 강관이 제안되고 있다.

[0011] 또한, 특허문헌 7에는 가속 냉각 후의 재가열 처리에 있어서 강관 중심부의 온도 상승을 억제하면서 강관 표층부를 가열하는, 관 두께가 30mm 이상의 고강도 내사우어 라인파이프용 강관의 제조 방법이 제안되고 있다. 이

에 따르면, DWTT 성능(Drop Weight Tear Test property)의 저하를 억제하면서 강관 표층부의 경질인 제2 상의 분율이 저감되기 때문에, 강관 표층부의 경도가 저감하여 재질 불균일이 작은 강관이 얻어질 뿐만 아니라, 경질인 제2 상의 분율의 저감에 의한 바우싱거 효과의 저하도 기대된다.

[0012] 그러나, 특허문헌 6에서는 가열시에 강관의 중심부까지 가열을 행할 필요가 있어, DWTT 성능의 저하를 초래하기 때문에 심해용의 후육의 라인파이프로의 적용은 곤란했다.

[0013] 또한, 바우싱거 효과는 결정 입경이나 고용 탄소량(amount of solid solution carbon) 등, 여러 가지 조직 인자(microstructure factor)의 영향을 받기 때문에, 특허문헌 7에 기재된 기술과 같이, 단순히 경질인 제2 상의 저감만으로는 압축 강도가 높은 강관은 얻어지지 않고, 추가로 개시되어 있는 재가열 조건에서는, 세멘타이트의 응집 조대화나 Nb나 C 등의 탄화물 형성 원소의 석출 및 그에 수반하는 고용 C의 저하에 의해, 우수한 인장 강도, 압축 강도 및 DWTT 성능의 밸런스를 얻는 것이 곤란했다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0014] (특허문헌 0001) 일본공개특허공보 평9-49025호
- (특허문헌 0002) 일본공개특허공보 2003-342639호
- (특허문헌 0003) 일본공개특허공보 2004-35925호
- (특허문헌 0004) 일본공개특허공보 2002-102931호
- (특허문헌 0005) 일본공개특허공보 2003-340519호
- (특허문헌 0006) 일본공개특허공보 2008-56962호
- (특허문헌 0007) 일본공개특허공보 2009-52137호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0015] 본 발명은 상기 사정을 감안하여 이루어진 것으로, 후육의 해저 파이프라인에 적용하기 위해 필요한 고강도와 우수한 인성을 갖는 라인파이프로서, 강관 성형에서의 특수한 성형 조건이나, 조관(pipe making) 후의 열처리를 필요로 하지 않고, 강관의 금속 조직(microstructure)을 최적화함으로써, 바우싱거 효과에 의한 항복 응력 저하를 억제하여, 또한, 더욱 내사우어 성능이 우수한 압축 강도가 높은 후육의 라인파이프용 용접 강관을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0016] 본 발명자들은, 바우싱거 효과 억제에 의한 압축 강도 향상과, 강도·인성을 양립시키기 위해 여러 가지 실험을 시도한 결과, 이하의 인식을 얻기에 이르렀다.

[0017] (1) 바우싱거 효과에 의한 인장 및 압축 강도의 저하는 이상 계면이나 경질인 제2 상에서의 전위의 집적에 의한 역 응력(back stress)(배 응력이라고도 함)의 발생이 원인으로서, 그 방지로는, 우선 전위의 집적 장소가 되는 섬(島) 형상 마르텐사이트(M-A constituent)(이하 「MA」라고 칭하는 경우도 있음) 등의 경질인 제2 상을 저감시키는 것이 효과적이고, 경질인 MA의 분율을 일정량 이하로 저감함으로써, 바우싱거 효과에 의한 압축 강도의 저하를 억제할 수 있다.

[0018] (2) 가속 냉각에 의해 제조되는 고강도 강, 특히 해저 파이프라인에 사용되는 바와 같은 후육의 강관은, 필요한 강도를 얻기 위해 합금 원소(alloy elements)를 많이 함유하기 때문에 담금질성(hardenability)이 높아, MA의 생성을 완전하게 억제하는 것은 곤란하다. 그러나, 베이나이트 조직(bainite microstructure)을 미세화하여 생성하는 MA를 미세하게 분산시킴으로써 제2 상에 의한 바우싱거 효과를 억제할 수 있다. 또한, 조대하게 신장한 MA는 변형시의 왜곡 집중(strain concentration)을 발생시키기 쉽기 때문에, MA의 최대 지름과 에스펙트비(aspect ratio)를 일정치 이하로 함으로써, 바우싱거 효과는 더욱 억제된다.

- [0019] (3) MA의 형상은 강관 제조시의 열간 압연 및 가속 냉각 조건에 의해 제어할 수 있어, 미재결정역에서 일정량 이상의 압연에 의해 조직을 미세화함으로써, 제2 상으로서 생성하는 MA를 미세하게 분산할 수 있고, 추가로, 가속 냉각 정지 온도를 일정 온도 이상으로 제어함으로써 신장한 MA의 생성이 억제 가능하다. 또한, 가속 냉각 정지 온도가 저하하여 MA가 생성되는 경우에는, 그 후의 재가열에 의해 MA를 세멘타이트로 분해할 수 있어, 제2 상에 의한 바우싱거 효과를 저감할 수 있다.
- [0020] (4) 금속 조직에 연결된 페라이트상이 포함되는 경우, 베이나이트상과의 계면에서의 전위 집적에 의한 역 응력을 발생하고 바우싱거 효과에 의한 압축 강도의 저하를 초래하지만, 페라이트의 분율을 일정치 이하로 하고, 보다 악영향이 있는 MA의 분율을 저감하여, 그 형상을 적절히 제어함으로써, 페라이트에 의한 압축 응력 저하의 영향을 경감할 수 있다. 그러나, 페라이트상이 압연에 의해 가공을 받은 가공 페라이트(rolled ferrite)가 되면, 가동 전위(mobile dislocation)가 증가하고, 페라이트/베이나이트 계면에서의 전위의 집적도 많아지기 때문에, 역 응력에 의한 압축 강도의 저하를 촉진한다.
- [0021] (5) 강재의 C량과 Nb 등의 탄화물 형성 원소의 첨가량을 적정화하고, 고용 C(solid solution carbon)를 충분히 확보함으로써, 전위와 고용 C의 상호 작용이 발생하여, 하중(load)의 반전시의 전위의 이동을 저해하고 역 응력에 의한 압축 강도의 저하가 억제된다.
- [0022] (6) 강 중에 Cu 및 Ca를 적정량 함유시킴으로써, 내사우어 성능을 부여할 수 있다. Cu는 황화 수소를 포함하는 용액 중에서는, 표면에 피막을 형성하고, 수소의 침입을 억제한다. 또한, Ca는 S와 개재물을 형성하여, 수소 유기(誘起) 균열의 기점이 되기 쉬운 MnS의 생성이 억제된다.
- [0023] 본 발명은, 상기의 인식에 기초하여 이루어진 것으로,
- [0024] 제1 발명은, 질량%로, C: 0.03~0.10%, Si: 0.30% 이하, Mn: 1.00~2.00%, P: 0.015% 이하, S: 0.003% 이하, Al: 0.080% 이하, Nb: 0.005~0.035%, Ti: 0.005~0.020%를 함유하고, C(%) - 0.065 Nb(%)가 0.025 이상으로, 하기식으로 나타나는 Ceq값이 0.3 이상이며, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강관이며, 금속 조직이 베이나이트 면적 분율: 60% 이상, 가공 페라이트 면적 분율: 5% 이하, 섬 형상 마르텐사이트(MA)의 면적 분율: 3% 이하, MA의 평균 입경: 2 μ m 이하, 또한, MA의 에스펙트비: 5 이하인 것을 특징으로 하는, 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관.
- [0025] $Ceq = C(\%) + Mn(\%)/6 + \{Cr(\%) + Mo(\%) + V(\%)\}/5 + \{Cu(\%) + Ni(\%)\}/15$
- [0026] 또한, 상기식에서, 함유량이, 불가피 불순물 레벨의 원소(첨가하지 않는 원소)에 대해서는, 0%로 계산한다.
- [0027] 제2 발명은, 추가로 질량%로, Cu: 0.5% 이하, Ni: 1% 이하, Cr: 0.5% 이하, Mo: 0.5% 이하, V: 0.1% 이하 중으로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고, C(%) - 0.065 Nb(%) - 0.025 Mo(%) - 0.057 V(%)가 0.025 이상인 것을 특징으로 하는 제1 발명에 기재된 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관. 또한, 상기식에서, 함유량이, 불가피 불순물 레벨의 원소(첨가하지 않는 원소)에 대해서는, 0%로 계산한다.
- [0028] 제3 발명은 추가로, 질량%로, Cu: 0.20~0.40%, Ni: 0.05~1.00%, Ca: 0.0005~0.0035% 및, Cr: 0.50% 이하, Mo: 0.50% 이하, V: 0.10% 이하 중으로부터 선택되는 1종 이상을 함유하고, C(%) - 0.065 Nb(%) - 0.025 Mo(%) - 0.057 V(%)가 0.025 이상인 것을 특징으로 하는, 내사우어 성능을 갖는, 제1 발명에 기재된 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관. 또한, 상기식에서, 함유량이, 불가피 불순물 레벨의 원소(첨가하지 않는 원소)에 대해서는, 0%로 계산한다.
- [0029] 제4 발명은, 제1 발명~제3 발명 중 어느 하나에 기재된 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관의 제조 방법에 있어서, 강관을, 1000~1200 $^{\circ}$ C로 가열하고, 미재결정 온도역의 압하율이 60% 이상, 압연 종료 온도가 Ar₃ 이상의 열간 압연을 행하고, 이어서, (Ar₃-30 $^{\circ}$ C) 이상의 온도에서 10 $^{\circ}$ C / 초 이상의 냉각 속도로, 강관 표면 온도가 350~550 $^{\circ}$ C까지 가속 냉각을 행함으로써 제조한 강관을 이용하고, 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 하고, 맞댐부를 용접하여, 이어서 확관율이 0.4%~1.2%인 확관을 행하는 것을 특징으로 하는 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관의 제조 방법.
- [0030] 제5 발명은, 제1 발명~제3 발명 중 어느 하나에 기재된 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관의 제조 방법에 있어서, 강관을, 1000~1200 $^{\circ}$ C로 가열하고, 미재결정 온도역의 압하율이 60% 이상, 압연 종료 온도가 Ar₃ 이상의 열간 압연을 행하여, 이어서, (Ar₃-30 $^{\circ}$ C) 이상의 온도로부터 10 $^{\circ}$ C / 초 이상의 냉각 속도로, 강관 표면 온도가 250~550 $^{\circ}$ C까지 가속 냉각을 행하여, 이어서 강관 표면 온도가 550~720 $^{\circ}$ C이고, 그리고 강관 중

심 온도가 550℃ 미만인 되는 재가열을 행함으로써 제조한 강관을 이용하여, 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 하여, 맞댐부를 용접하고, 이어서 확관율이 0.4%~1.2%의 확관을 행하는 것을 특징으로 하는 높은 압축 강도가 우수한 라인파이프용 용접 강관의 제조 방법.

발명의 효과

[0031] 본 발명에 의하면, 해저 파이프라인에 적용하기 위해 필요한 고강도와 우수한 인성을 갖고, 추가로 높은 압축 강도를 갖는 라인파이프용 강관이 얻어진다.

도면의 간단한 설명

[0032] 도 1은 표 1~3의 No.8(강종 F)에 있어서, 확관율을 변화시킨 경우의, 압축 강도를 나타낸 도면이다.
 도 2는 표 1~3의 No.8(강종 F)과 동등한 강관으로부터 잘라낸 환봉 인장 시험편에 반복하여 재하(load)를 가함으로써, 구한 확관율 상당의 반전전 사전 왜곡과 배 응력의 관계를 나타낸 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0033] (발명을 실시하기 위한 형태)

[0034] 이하에 본 발명을 실시하기 위한 형태에 대해서 설명한다. 우선, 본 발명의 구성 요건의 한정 이유에 대해서 설명한다.

[0035] 1. 화학 성분에 대해서

[0036] 먼저 본 발명의 높은 압축 강도 및 내사우어성이 우수한 용접 강관이 함유된 화학 성분의 한정 이유를 설명한다. 또한, 성분%는 모두 질량%를 의미한다. 또한, 본 발명에서는, 이하에 규정된 각 화학 성분 등의 수치 범위의 다음의 자릿수의 수치는, 0이다. 예를 들면, C: 0.02~0.06%는 C: 0.020~0.060%, Si: 0.01~0.5%는 Si: 0.010~0.50%인 것을 의미한다. 또한, 입경 사이즈도 5 μ m 이하는, 5.0 μ m 이하인 것을 의미한다. 또한, MA 등의 분율 2% 이하는, 2.0% 이하인 것을 의미한다.

[0037] C: 0.03~0.10%

[0038] C는, 가속 냉각에 의해 제조되는 강관의 강도를 높이기 위해 가장 유효한 원소이다. 그러나, 0.03% 미만에서는 충분한 강도를 확보하지 못하고, 0.10%를 초과하면 인성을 열화시킬 뿐만 아니라, MA의 생성이 촉진되기 때문에, 압축 강도의 저하도 초래한다. 따라서, C량을 0.03~0.10%의 범위 내로 한다. 보다 높은 인성과 압축 강도를 얻기 위해서는, 바람직하게는, 0.03~0.080%의 범위 내로 한다.

[0039] Si: 0.30% 이하

[0040] Si는 탈산을 위해 첨가하지만, 이 효과는 0.01% 이상에서 발휘되지만, 0.30%를 초과하면 모재 인성이나 용접성을 열화시키고, 또한 모재의 MA의 생성도 촉진된다. 따라서 Si량은 0.30% 이하의 범위로 한다. 또한, Si는 CGHAZ(Coarse grain heat affected zone)나 ICCGAZ(Inter-Critical CGHAZ) 등의 HAZ 조직 중의 MA 생성을 현저하게 촉진하는 원소이기 때문에, HAZ 인성 확보를 위해서는, 보다 낮은 것이 바람직하다. HAZ 조직의 MA는 Si 외에 여러 가지 담금질성 원소의 영향을 받아, 일반적으로 모재에서 보다 높은 강도를 확보하려고 할수록, 담금질성 원소의 첨가량이 많아져, MA가 증대한다. 그 때문에, HAZ 인성 확보의 관점에서는, 모재의 강도가 높을수록 첨가하는 Si량은 적은 것이 좋고, X65(API 5L X65, 인장 항복 강도 450MPa 상당) 정도의 모재 강도의 경우는, 0.15% 이하, X70(API 5L X70, 인장 항복 강도 480MPa 상당) 정도의 모재 강도의 경우는 0.09% 이하로 하는 것이 바람직하다. 그래서, 바람직하게는, 0.15% 이하로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.01~0.09%이다.

[0041] Mn: 1.00~2.00%

[0042] Mn는 강의 강도 및 인성의 향상을 위해 첨가하지만, 1.00% 미만에서는 그 효과가 충분하지 않고, 2.00%를 초과하면 용접성의 인성과 내HIC 성능이 열화한다. 따라서, Mn량은 1.00~2.00%의 범위로 한다. 더욱 바람직하게는, 1.30~2.00%이다. 한편, Mn은, HAZ 조직 중의 입계 페라이트의 생성을 억제함으로써 인성을 개선하는 효과가 있기 때문에, HAZ 인성 확보를 위해서는 1.5% 이상 첨가하고 있는 것이 바람직하다. 더욱 바람직하게는 1.50초과~2.00%이다.

[0043] P: 0.015% 이하

- [0044] P는 불가피적 불순물 원소로서, 강재의 인성을 열화한다. 특히, 용접 열영향부의 경도를 상승시키기 때문에, 용접 열영향부의 인성을 현저하게 열화시킨다. 따라서, P량을 0.015% 이하로 한다. 바람직하게는, 0.008% 이하로 한다.
- [0045] S: 0.003% 이하
- [0046] S는, 강 중에 있어서는 MnS계의 개재물이 되어, 충격 파괴시의 보이드(void) 발생 기점으로서 작용하기 때문에, 사르피 충격 시험에서의 흡수 에너지 저하의 원인이 된다. 따라서, S량을 0.003% 이하로 한다. 보다 높은 흡수 에너지가 요구되는 경우는, S량을 더욱 저하하는 것이 유효하고, 바람직하게는 0.0015% 이하로 한다.
- [0047] Al: 0.080% 이하
- [0048] Al은 탈산제로서 첨가된다. 이 효과는 0.01% 이상에서 발휘되지만, 0.080%를 초과하면 청정도의 저하에 의해 연성을 열화시킨다. 따라서, Al량은 0.080% 이하로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.010~0.040%이다.
- [0049] Nb: 0.005~0.035%
- [0050] Nb는, 압연시의 입성장(grain growth)을 억제하고, 미세립화에 의해 인성을 향상시킨다. 그러나, Nb량이 0.005% 미만에서는 그 효과가 없고, 0.035%를 초과하면 탄화물로서 석출하여 고용 C량을 저하시켜, 바우싱거 효과가 촉진되기 때문에 높은 압축 강도가 얻어지지 않고, 또한, 용접 열영향부의 인성 저하를 초래한다. 따라서, Nb량은 0.005~0.035%의 범위로 한다. 또한, Nb는 슬래브 재가열시에 한번 고용함으로써 의해, 그 능력을 발휘하지만, Nb 첨가량이 커질수록, 고용시키는데 필요한 슬래브 가열 온도가 높아진다. 한편, DWTT 성능을 확보하기 위해서는, 슬래브 가열 온도는 낮은 편이 좋기 때문에, DWTT 성능을 확보할 수 있는 슬래브 가열 온도의 범위에서는, Nb를 0.030%를 초과하여 첨가해도, 그 효과를 충분히 발휘할 수 없다. 따라서, 더욱 바람직하게는, 0.005~0.030%이다.
- [0051] Ti: 0.005~0.020%
- [0052] Ti는, TiN을 형성하여 슬래브 가열시의 입 성장을 억제할 뿐만 아니라, 용접 열영향부의 입 성장을 억제하고, 모재 및 용접 열영향부의 미세립화에 의해 인성을 향상시킨다. 그러나, Ti량이 0.005% 미만에서는 그 효과가 없고, 0.020%를 초과하면 인성을 열화시킨다. 따라서, Ti량은 0.005~0.020%의 범위로 한다.
- [0053] C(%) - 0.065 Nb(%): 0.025 이상
- [0054] 본 발명은 고용 C와 전위와의 상호 작용에 의해 역 응력 발생을 억제함으로써 바우싱거 효과를 저감하고, 강관의 압축 강도를 높이는 것으로, 유효한 고용 C를 확보하는 것이 중요해진다. 일반적으로, 강 중의 C는 세멘타이트나 MA로서 석출하는 것 외에, Nb 등의 탄화물 형성 원소와 결합하여 탄화물로서 석출하고, 고용 C량이 감소한다. 이때, C 함유량에 대하여 Nb 함유량이 지나치게 많으면 Nb 탄화물의 석출량이 많아 충분한 고용 C가 얻어지지 않는다.
- [0055] 그러나, C(%) - 0.065 Nb(%)가 0.025 이상이면 충분한 고용 C가 얻어지기 때문에, C 함유량과 Nb 함유량의 관계식인, C(%) - 0.065 Nb(%)를 0.025 이상으로 규정한다. 더욱 바람직하게는, 0.028 이상이다.
- [0056] C(%) - 0.065 Nb(%) - 0.025 Mo(%) - 0.057 V(%): 0.025 이상
- [0057] 본 발명의 선택 원소인 Mo 및 V는 Nb와 동일하게 탄화물을 형성하는 원소로서, 이들 원소도 첨가하는 경우에는 충분한 고용 C가 얻어지는 범위에서 첨가할 필요가 있다. 그러나, C(%) - 0.065Nb(%) - 0.025Mo(%) - 0.057V(%)로 나타나는 관계식의 값이 0.025 미만에서는 고용 C가 부족하기 때문에, C(%) - 0.065Nb(%) - 0.025Mo(%) - 0.057V(%)를 0.025 이상으로 규정한다. 더욱 바람직하게는, 0.028 이상이다. 또한, 함유량이, 불가피 불순물 레벨의 원소(첨가하지 않는 원소)에 대해서는, 0%로 계산한다.
- [0058] 본 발명에서는 상기의 화학 성분 외에, 추가로 이하의 원소를 선택 원소로서 임의로 첨가할 수 있다.
- [0059] Cu: 0.50% 이하
- [0060] Cu는, 인성의 개선과 강도의 상승에 유효한 원소이다. 이 효과는 0.10% 이상에서 발휘되지만, 0.50%를 초과하여 첨가하면 용접부의 인성이 열화한다. 따라서, Cu를 첨가하는 경우에는 0.50% 이하로 한다.
- [0061] 또한, 강이 황화 수소를 포함하는 용액에 노출되면, 표면으로부터 수소 원자가 침입하여 내부에서 수소 가스가 되어 그 내압으로 수소 유기 분열이 발생한다. 강에 Cu를 함유시키면, 황화 수소를 포함하는 용액 중에서는 표

면에 Cu 피막을 형성하고, 수소 침입량이 적어져, 그 결과로서, 내사우어 성능이 향상한다. 그 효과는, Cu의 함유량이 0.20% 이상의 경우에 발휘되지만, 0.40%를 초과하여 함유해도 효과가 포화하기 때문에, 보다 내사우어 성능의 효과가 필요한 경우는 Cu의 함유량은 0.20~0.40%로 규정한다.

[0062] Ni: 1.00% 이하

[0063] Ni는, 인성의 개선과 강도의 상승에 유효한 원소이다. 이 효과는 0.10% 이상에서 발휘되지만, 1.00%를 초과하여 첨가하면 용접부의 인성이 열화한다. 따라서, Ni를 첨가하는 경우는 1.00% 이하로 한다.

[0064] 또한, Cu가 첨가되어 있는 경우에는, 가열 균열을 방지하기 위해 Ni를 동시에 함유시키는 것이 유효하다. 이 균열 억제에 위해서는 적어도 0.05%의 함유가 필요하다. 따라서, 가열 균열을 특히 방지하는 경우에는, Ni: 0.05~1.00%가 바람직하다. 더욱 바람직하게는, 0.80% 이하이다.

[0065] Cr: 0.50% 이하

[0066] Cr은, 담금질성을 높임으로써 강도의 상승에 유효한 원소이다. 이 효과는 0.10% 이상에서 발휘되지만, 0.50%를 초과하여 첨가하면 용접부의 인성을 열화 시킨다. 따라서, Cr을 첨가하는 경우는 0.50% 이하로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.30% 이하이다.

[0067] Mo: 0.50% 이하

[0068] Mo는, 인성의 개선과 강도의 상승에 유효한 원소이다. 이 효과는 0.05% 이상에서 발휘되지만, 0.50%를 초과하여 첨가하면 용접부의 인성이 열화한다. 따라서, Mo를 첨가하는 경우는 0.50% 이하로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.30% 이하이다.

[0069] V: 0.10% 이하

[0070] V는 인성을 열화시키지 않고 강도를 상승시키는 원소이다. 이 효과는 0.010% 이상에서 발휘되지만, 0.10%를 초과하여 첨가하면 Nb와 동일하게 탄화물로서 석출하여 고용 C를 감소시키기 때문에, V를 첨가하는 경우는, 0.10% 이하로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.060% 이하이다.

[0071] Ca: 0.0005~0.0035%

[0072] Ca는 황화물계 개재물의 형태를 제어하고, 연성을 개선하기 위해, 또한, 내사우어 성능을 향상시키는데 있어서, 유효한 원소이지만, 0.0005% 미만에서는 그 효과가 없고, 0.0035%를 초과하여 첨가해도 효과가 포화하여, 오히려 청정도의 저하에 의해 인성을 열화시킨다. 따라서, Ca를 첨가하는 경우는 0.0005~0.0035%의 범위로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.0015~0.0035%이다.

[0073] Ceq값: 0.3 이상

[0074] $Ceq = C(\%) + Mn(\%)/6 + \{Cr(\%) + Mo(\%) + V(\%)\}/5 + \{Cu(\%) + Ni(\%)\}/15$

[0075] Ceq는 강의 담금질성 지수로서, Ceq값이 높을수록 강재의 인장 강도 및 압축 강도가 높아진다. Ceq값이 0.3 미만에서는 20mm를 초과하는 후속의 강관에 있어서 충분한 강도를 확보할 수 없기 때문에, Ceq값은 0.3 이상으로 한다. 또한, 30mm를 초과하는 후속의 강관에 있어서 충분히 강도를 확보하기 위해서는, 0.36 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또한, Ceq가 높을수록 저온 균열 감수성이 증가하고, 용접 균열을 조장하여, 부설 선상(船上) 등의 가혹한 환경에서도 예열 없이 용접하기 위해, 상한을 0.42로 한다. 또한, 함유량이, 불가피 불순물 레벨의 원소(첨가하지 않는 원소)에 대해서는, 0%로 계산한다.

[0076] 또한, 본 발명의 강의 잔부는 실질적으로 Fe이며, 상기 이외의 원소 및 불가피적 불순물에 대해서는, 본 발명의 효과를 손상시키지 않는 한 함유할 수 있다. 또한, 불가피적 불순물로서 함유되는 N은, Ti와 결합하여 TiN으로서 강 중에 석출하지만, 피닝 효과(pining effect)에 의해 슬래브 가열시(slab heating)나 용접 열영향부의 조직의 조대화 방지에 기여하기 때문에, 용접 열영향부의 높은 인성이 특히 요구되는 경우에는, 그 함유량은 0.0020~0.0060%의 범위로 하는 것이 바람직하다.

[0077] 2. 금속 조직에 대해서

[0078] 본 발명에 있어서의 금속 조직의 한정 이유를 이하에 설명한다. 이하 금속 조직 및 MA의 분율은 전부 면적 분율을 의미한다. 또한, 금속 조직은 강관의 내면측의 판 두께 1/4의 위치로부터 샘플을 채취하고, 연마 후 나이탈에 의한 에칭을 행하고 광학 현미경으로 관찰에 의해 각 금속 조직의 특징을 행할 수 있다. 그리고, 200배로 촬영한 사진 3~5매를 이용하여 화상 해석에 의해 베이나이트, 페라이트, 가공 페라이트 등의 각각의 금속 조직

의 면적 분율을 구할 수 있다.

[0079] 베이나이트 면적 분율: 60% 이상

[0080] 바우싱거 효과를 억제하여 높은 압축 강도를 얻기 위해서는 연질인 페라이트상이나 경질인 제2 상이 적은 균일한 조직으로 하여, 변형시의 조직 내부에서 발생하는 국소적인 전위의 집적을 억제하는 것이 필요하다. 그 때문에, 베이나이트 주체의 조직으로 한다. 그 효과를 얻기 위해서는 베이나이트의 분율이 60% 이상 필요하다. 또한, 높은 압축 강도가 필요한 경우는 베이나이트 분율을 80% 이상으로 하는 것이 바람직하다.

[0081] 가공 페라이트 면적 분율: 5% 이하

[0082] 페라이트상이 압연에 의해 가공을 받은 가공 페라이트가 되면, 가공 전위가 증식하고 페라이트/베이나이트 계면에서의 전위 집적도 많아지기 때문에, 역 응력에 의한 압축 강도의 저하를 촉진한다. 그러나, 가공 페라이트 분율이 5% 이하이면 그 영향이 작고 압축 강도의 저하도 발생하지 않기 때문에, 가공 페라이트의 분율을 5% 이하로 규정한다. 페라이트상과 가공 페라이트와는 조직 관찰로 판별을 할 수 있다. 예를 들면, 후술하는 바와 같이 페라이트입의 내부에 변형대(deformation band)가 보이는 알갱이를 가공 페라이트로서 그 면적 분율을 구할 수 있다.

[0083] 섬 형상 마르텐사이트(MA)의 분율: 3% 이하

[0084] 섬 형상 마르텐사이트(MA)는 매우 경질인 상으로서, 변형시에 국소적인 전위의 집적을 촉진하고, 바우싱거 효과에 의해 압축 강도의 저하를 초래하기 때문에, 그 분율을 엄격하게 제한할 필요가 있다. 그러나, MA의 분율이 3% 이하에서는 그 영향이 작고 압축 강도의 저하도 발생하지 않기 때문에, 섬 형상 마르텐사이트(MA)의 분율을 3% 이하로 규정한다. MA의 분율은, 나이탈 에칭 후에 전해 에칭(2단 에칭)을 행하고, 그 후 주사형 전자 현미경(SEM)에 의한 관찰을 행하여 면적 분율을 구할 수 있다.

[0085] MA의 평균 입경: 2 μ m 이하

[0086] 전술한 바와 같이, MA가 변형시의 국소적인 전위 집적을 촉진하지만, MA의 사이즈가 클수록 국소적인 왜곡 집중이 촉진되고 큰 역 응력을 발생하여, 압축 강도의 저하를 초래한다. 그러나, MA의 평균 입경이 2 μ m 이하이면 국소적인 왜곡 집중이 분산되기 때문에, 왜곡 집중량도 적어져 바우싱거 효과의 발생이 더욱 억제된다. 따라서, MA의 평균 입자 지름을 2 μ m 이하로 규정한다. 바람직하게는, 1 μ m 이하로 한다. 여기에서, 평균 입자 지름이란 화상 해석에 의해 얻어지는 원(円)상당 지름으로 한다.

[0087] MA의 애스펙트비: 5 이하

[0088] MA가 애스펙트비가 큰 신장된 형상을 갖고 있는 경우, 그 선단부에서의 국소적인 왜곡 집중을 초래하고, 압축 강도가 저하한다. 그러나, MA의 애스펙트비가 5 이하이면 그 영향이 작기 때문에, MA의 애스펙트비를 5 이하로 규정한다. 여기에서, 1000배로 촬영한 사진으로부터 화상 해석에 의해 MA의 면적 분율과 함께 평균 입경 및 애스펙트비를 구했다. 또한, 애스펙트비는, 개개의 MA의 장변(long side; 혹은, 최대 길이부)을 거기에 90도 교차하는 방향의 최대변(혹은, 최대 길이부)으로 나눈 값의 평균치이다. MA의 애스펙트비를 5 이하로 하는 데에는, 전술한 화학 성분과 후술하는 제조 조건을 한정하는 것이 필요하다. 특히, 화학 성분에서는, MA의 생성을 촉진하는 작용이 있는 C 및 Si의 함유량을 한정하는 것, 제조 조건에서는 미세결정역에서의 압하에 의한 조직 미세화나 가속 냉각 정지 온도의 하한 온도를 관리하는 것이 필요하다.

[0089] 본 발명의 강관은, 금속 조직으로서 상기의 특징을 가짐으로써 높은 압축 강도가 얻어지지만, 상기 이외의, 세멘타이트, 펄라이트, 마르텐사이트 등의 조직은, 그들 분율의 합계가 5% 이하이면 아무런 악영향을 미치지 않기 때문에, 함유할 수 있다.

[0090] 일반적으로 가속 냉각을 적용하여 제조된 강관의 금속 조직은, 강관의 판 두께 방향에서 상이한 경우가 있다. 외압을 받는 강관의 콜랩스는 둘레 길이가 작은 강관 내면측의 소성 변형이 먼저 발생함으로써 일어나기 때문에, 압축 강도로서는 강관의 내면측의 특성이 중요해지고, 일반적으로 압축 시험편은 강관의 내면측으로부터 채취한다.

[0091] 3. 제조 조건에 대해서

[0092] 본 발명의 제4 발명은, 전술한 화학 성분을 함유하는 강 슬래브를, 가열하고 열간 압연을 행한 후, 가속 냉각을 행하는 제조 방법이다. 이하에, 강관의 제조 조건의 한정 이유에 대해서 설명한다. 또한, 이하의 온도는 특별히 기재하지 않는 한 강관의 표면 온도를 나타낸다.

- [0093] 슬래브 가열 온도: 1000~1200℃
- [0094] 슬래브 가열 온도는, 1000℃ 미만에서는 충분한 인장 강도 및 압축 강도가 얻어지지 않으며, 1200℃를 초과하면, 인성이나 DWTT 특성이 열화한다. 따라서, 슬래브 가열 온도는 1000~1200℃의 범위로 한다. 더욱 우수한 DWTT 성능이 요구되는 경우는, 슬래브 가열 온도의 상한을 1100℃로 하는 것이 바람직하다.
- [0095] 미재결정역의 압하율: 60% 이상
- [0096] 바우싱거 효과를 저감하기 위한 미세한 베이나이트 조직과 높은 모재 인성을 얻기 위해서는, 열간 압연 공정에 있어서 미재결정 온도역에서 충분한 압하를 행할 필요가 있다. 또한, 압연에 의해 조직을 미세화함으로써, 제2 상으로서 생성하는 MA를 미세하게 분산시키는 것이 가능하다. 그러나, 압하율이 60% 미만에서는 효과가 불충분하기 때문에, 미재결정역에서 압하율을 60% 이상으로 한다. 또한, 압하율은 복수의 압연 패스로 압연을 행하는 경우는 그 누적의 압하율로 한다. 또한, 미재결정 온도역은 Nb, Ti 등의 합금 원소에 의해 변화하지만, 본 발명의 Nb 및 Ti 첨가량에서는 950℃로 하면 좋다.
- [0097] 압연 종료 온도: Ar₃ 이상
- [0098] 바우싱거 효과에 의한 강도 저하를 억제하기 위해서는, 금속 조직을 베이나이트 분율이 60%의 조직으로 하여 페라이트상의 과도한 생성을 억제할 필요가 있다. 또한, 페라이트상이 압연되어 가공 페라이트가 되면, 가동 전위가 증가함으로써 전위 집적에 의한 역 응력 발생을 촉진하여, 압축 강도의 저하를 초래한다. 그 때문에, 열간 압연은, 페라이트 생성 온도인 Ar₃ 온도 이상으로 한다. 또한, 압연 종료 온도의 상한은 특별히 규정하지 않지만, DWTT 성능 등의 저온 인성을 확보하기 위해서는, 낮은 쪽이 바람직하다. 따라서, 보다 바람직하게는, Ar₃ 이상 820℃ 이하로 한다. 더욱 바람직하게는, Ar₃ 이상 800℃ 이하이다.
- [0099] 또한, Ar₃ 온도는 강의 합금 성분에 따라 변화하기 때문에, 각각의 강으로 실험에 의해 변태 온도를 측정하여 구해도 좋지만, 성분으로부터 하기식 (1)로 구할 수도 있다.
- [0100] $Ar_3(℃) = 910 - 310 C(\%) - 80 Mn(\%) - 20 Cu(\%) - 15 Cr(\%) - 55 Ni(\%) - 80 Mo(\%) \cdot \cdot \cdot \cdot (1)$
- [0101] 또한, 함유량이, 불가피 불순물 레벨의 원소(첨가하지 않는 원소)에 대해서는, 0%로 계산한다.
- [0102] 열간 압연에 이어서 가속 냉각을 행한다. 가속 냉각의 조건은 이하와 같다.
- [0103] 냉각 개시 온도: (Ar₃-30℃) 이상
- [0104] 열간 압연 후의 가속 냉각에 의해서 금속 조직을 베이나이트 주체의 조직으로 하지만, 냉각 개시 온도가 페라이트 생성 온도인 Ar₃ 온도를 하회하면, 페라이트와 베이나이트의 혼합 조직이 되어, 바우싱거 효과에 의한 강도 저하가 크고 압축 강도가 저하된다. 그러나, 가속 냉각 개시 온도가 (Ar₃-30℃) 이상이면, 페라이트 분율이 낮고 바우싱거 효과에 의한 강도 저하도 작다. 따라서, 냉각 개시 온도를 (Ar₃-30℃) 이상으로 한다.
- [0105] 냉각 속도: 10℃ / 초 이상
- [0106] 가속 냉각은 고강도에서 고인성의 강관을 얻기 위해 중요한 프로세스로서, 높은 냉각 속도로 냉각함으로써 변태 강화에 의한 강도 상승 효과가 얻어진다. 그러나, 냉각 속도가 10℃ / 초 미만에서는 충분한 인장 강도 및 압축 강도가 얻어지지 않을 뿐만 아니라, C의 확산이 발생하기 때문에 미변태 오스테나이트(non-transformed austenite)로 C의 농화가 일어나, MA의 생성량이 많아진다. 전술한 바와 같이 MA등의 경질 제2 상에 의해 바우싱거 효과가 촉진되기 때문에, 압축 강도의 저하를 초래한다. 그러나, 냉각 속도가 10℃ / 초 이상이면 냉각 중의 C의 확산이 적고, MA의 생성도 억제된다. 따라서 가속 냉각시의 냉각 속도의 하한을 10℃ / 초로 한다.
- [0107] 냉각 정지 온도: 350~550℃
- [0108] 가속 냉각에 의해 베이나이트 변태가 진행하여 필요한 인장 강도 및 압축 강도가 얻어지지만, 냉각 정지시의 온도가 550℃를 초과하면, 베이나이트 변태가 불충분하고, 충분한 인장 강도 및 압축 강도가 얻어지지 않는다. 또한, 베이나이트 변태가 완료하지 않기 때문에, 냉각 정지 후의 공냉 중에 미변태 오스테나이트로의 C의 농축이 일어나 MA의 생성이 촉진된다. 한편, 냉각 정지시의 강관 평균 온도가 350℃ 미만에서는, 베이나이트 변태 뿐만 아니라, 마르텐사이트 변태를 발생시키고 신장된 MA가 생성되어 바람직하지 않다. 따라서, 냉각 정지시의 온도는 350~550℃의 범위로 한다.

- [0109] 본 발명의 제5 발명은, 가속 냉각 후의 강관에 재가열 처리를 행하는 것이지만, 이하에 제4 발명과 상이한 조건인 재가열 조건의 한정 이유를 주로 설명한다.
- [0110] 강관 표면 온도: 550~720℃
- [0111] 후(厚)강관의 가속 냉각에서는 강관 표층부의 냉각 속도가 빠르고 또한 강관 내부에 비해 표층부가 낮은 온도까지 냉각된다. 그 때문에, 강관 표층부에는 MA가 생성되기 쉽다. 이러한 경질상은 바우싱거 효과를 촉진하기 때문에, 가속 냉각 후에 강관의 표층부를 가열하여 MA를 분해함으로써 바우싱거 효과에 의한 압축 강도의 저하를 억제하는 것이 가능해진다. 그러나, 표면 온도가 550℃ 미만에서는 MA의 분해가 충분하지 않고, 또한 720℃를 초과하면, 강관 중앙부의 가열 온도도 상승하기 때문에 큰 강도 저하를 초래한다. 따라서, 가속 냉각 후에 MA의 분해를 목적으로 재가열을 행하는 경우는, 재가열시의 강관 표면 온도를 550~720℃의 범위로 한다.
- [0112] 강관 표면 온도의 측정은, 공지의 온도계를 상법에 따라 이용할 수 있다.
- [0113] 강관 중심 온도: 550℃ 미만
- [0114] 가속 냉각 후의 재가열에 의해, 표층부의 MA가 분해되어 높은 압축 강도가 얻어지지만, 강관 중앙부의 가열 온도가 550℃ 이상이 되면, 세멘타이트의 응집 조대화가 일어나 DWTT 성능이 열화한다. 따라서, 가속 냉각 후의 재가열에서의 강관 중심 온도는 550℃ 미만으로 한다.
- [0115] 여기에서, 재가열시의 강관 중심 온도는 표면 온도에서 열전도 해석에 의해 구할 수 있다. 또한, 가열 중에는 강관 내부보다 강관 표면의 온도가 높아지지만, 가열 종료 후 바로 표층부와 중심부의 온도차가 작아지기 때문에, 그때의 표면 온도를 강관 중심 온도로서 처리할 수 있다.
- [0116] 가속 냉각 후의 재가열하는 수단으로서, MA가 많이 존재하는 표층부만을 효율적으로 가열할 수 있는 유도 가열을 이용하는 것이 바람직하지만, 이것에 한정되는 것은 아니며 열처리로를 이용할 수도 있다. 또한, 재가열에 의한 효과를 얻는 데에는 냉각 정지시의 온도보다도 높은 온도로 가열하는 것이 유효하기 때문에, 재가열시의 강관 중심 온도는 냉각 정지시의 온도보다도 50℃ 이상 높은 온도로 하는 것이 바람직하다.
- [0117] 냉각 정지 온도: 250~550℃
- [0118] 가속 냉각 후에 재가열이 행해지는 경우는, 가속 냉각에 의해 MA가 생성되어도 그것이 무해화되기 때문에, 가속 냉각 정지 온도는 강관 표면 온도가 250~550℃로 할 수 있다. 여기에서, 가속 냉각 정지 온도의 하한을 250℃로 한 것은, 가속 냉각 정지 온도가 250℃를 하회하면 MA의 생성량이 지나치게 많아져, 그 후에 재가열을 시행해도 MA의 분율을 3% 이하로 하는 것이 곤란해지기 때문이다.
- [0119] 본 발명의 제5 발명에 의하면 강관 표면 온도가 550~720℃이고, 그리고 강관 중심 온도가 550℃ 미만이 되는 재가열을 행함으로써 제조한 강관을 이용하여 강관을 제조하기 때문에, 제4 발명과 비교해서 높은 압축 강도가 얻어진다.
- [0120] 본 발명은 전술의 방법에 의해 제조된 강관을 이용하여 강관을 이루지만, 강관의 성형 방법은, UOE 프로세스나 프레스 밴드(press bend) 등의 냉간 성형에 의해 강관 형상으로 성형한다. 그 후, 심 용접(seam welding) 하지만, 이때의 용접 방법은 충분한 이음 강도(strength of joint) 및 이음 인성(toughness of joint)이 얻어지는 방법이라면 어떠한 방법이라도 좋지만, 우수한 용접 품질(weld quality)과 제조 능률(production efficiency)의 점에서 서브머지드 아크 용접(submerged arc welding)을 이용하는 것이 바람직하다. 맞담부(seam)의 용접을 행한 후에, 용접 잔류 응력(weld residual stress)의 제거와 강관의 진원도의 향상을 위해, 확관을 행한다. 이때의 확관율은, 소정의 강관의 진원도가 얻어지고, 잔류 응력이 제거되는 조건으로서 0.4% 이상이 필요하다. 또한, 확관율이 지나치게 높으면 바우싱거 효과에 의한 압축 강도의 저하가 커지기 때문에, 그 상한을 1.2%로 한다. 또한, 통상의 용접 강관의 제조에 있어서는, 진원도를 확보하는 것에 역점을 두고 확관율을 0.90~1.20%의 사이로 제어하는 것이 일반적이지만, 압축 강도를 확보하는데 있어서는, 확관율이 낮은 편이 바람직하다. 도 1은, 표 1~3의 No.8(강종 F)에 있어서, 확관율을 변화시킨 경우의, 압축 강도를 나타낸 도면이다. 도 1에 나타내는 바와 같이, 확관율을 0.9% 이하로 함으로써, 현저한 압축 강도의 개선 효과가 보이기 때문에, 보다 바람직하게는, 0.4~0.9%로 한다. 더욱 바람직하게는, 0.5~0.8%이다. 또한, 확관율을 0.9% 이하로 함으로써, 현저한 압축 강도의 개선 효과가 보이는 이유는, 도 2에 나타내는 바와 같이, 강재의 배 응력(back stress)의 발생 거동이 사전 왜곡역에서 현저하게 증가하고, 그 후 1% 정도부터 증가도가 작아져, 2.5% 이상에서는 포화하는 것에 기인하고 있다. 또한, 도 2는, 표 1~3의 No.8(강종 F)과 동일한 강관으로부터 절출한 환봉 인장 시험편에 반복하여 재하를 가함으로써, 구한 확관률 상당의 반전전 사전 왜곡과 배 응력의 관계를 나타낸 도

면이다.

- [0121] 실시예
- [0122] 표 1에 나타내는 화학 성분의 강(강종 A~N)을 연속 주조법(continuous casting process)에 의해 슬래브(slab)로 하고, 이를 이용하여 판 두께 22mm~34mm의 후강판(No.1~24)을 제조했다. 강판의 제조 조건을 표 2에 나타낸다. 강판 제조시의 재가열 처리는, 가속 냉각 설비와 동일 라인 상에 설치한 유도 가열로(induction heating furnace)를 이용하여 재가열을 행했다. 재가열시의 표층 온도는 유도 가열로의 출구에서의 강판의 표면 온도이며, 중심 온도는 가열 후의 표층 온도와 중심 온도가 거의 동일해진 시점에서의 강판 온도로 했다. 이들 강판을 이용하여, UOE 프로세스에 의해 여러 가지의 외경의 강판을 제조했다. 강판 제조시의 확관율도 표 2에 나타낸다.
- [0123] 이상과 같이하여 제조한 강판의 인장 특성(tensile property)은, 관둘레 방향의 전(全)두께 시험편을 인장 시험편으로 하여 인장 시험(tensile test)을 행하고, 인장 강도를 측정했다. 압축 시험(compression test)은 강판의 강판 내면측의 위치보다 관둘레 방향으로 직경 20mm, 길이 60mm의 시험편을 채취하고, 압축 시험을 행하여 압축의 항복 강도(혹은 0.5% 내력)를 측정했다. 또한, 강판의 관둘레 방향으로부터 채취한 DWTT 시험편에 의해 연성 과면율(Shear area)이 85%가 되는 온도를 85% SATT(Shear area transition temperature)로 하여 구했다. DWTT 시험은, 판 두께가 30mm 이상의 경우는 두께 19mm의 두께 감소 시험편에 의해 시험을 행했다. 용접부 인성은, 심 용접부의 외면 열영향부로부터 사르피 충격 시험편을 채취하여, -30℃에서 3개의 사르피 시험을 실시했을 때의 평균의 흡수 에너지로 했다. 금속 조직은 강판의 내면측의 판 두께 1/4의 위치로부터 샘플을 채취하고, 연마 후 나이탈(nital)에 의한 에칭(etching)을 행하여 광학 현미경으로 관찰을 행했다. 그리고, 200배로 촬영한 사진 5매를 이용하여 화상 해석(image analysis)에 의해 베이나이트 분율을 구했다. 페라이트상이 있는 경우는, 페라이트입의 내부에 변형대가 보이는 알갱이를 가공 페라이트로 하여 그 면적 분율을 구했다. MA의 관찰은, 나이탈 에칭 후에 전해 에칭(electrolytic etching)(2단 에칭(two-step etching))을 행하여, 그 후 주사형 전자 현미경(SEM)에 의한 관찰을 행했다. 그리고, 1000배로 촬영한 사진으로부터 화상 해석에 의해 MA의 면적 분율, 평균 입경 및 에스펙트비를 구했다.
- [0124] No.20, 21, 22에 대해서는, HIC 시험(수소 유기 균열 시험)을 실시했다. 황화 수소(H₂S)를 포화시킨 pH가 약 5의 인공 해수 중에 시험편을 96시간 침지한 후, 초음파 탐상(ultrasonic inspection)에 의해 시험편 전면의 균열의 유무를 조사하고, 균열 면적률(crack area ratio)(CAR)로 그 성능을 평가했다. 각 강판으로부터 3개의 시험편을 채취하여 HIC 시험에 제공하고, 개개의 시험편의 균열 면적률 중에서 최대치를 그 강판을 대표하는 균열 면적률로 했다.
- [0125] 강판의 기계적 특성을 표 3에 나타낸다. 본 발명예인 No.1~8, 20~24는 모두, 화학 성분 및 제조 방법 및 마이크로 조직이 본 발명의 범위 내로서, 압축 강도가 430MPa 이상의 고압축 강도이며, DWTT 특성(-20℃ 이하) 및 용접부 인성(100J 이상)도 양호했다. 또한, No.20, 21, 22는, 추가로 HIC 시험에 있어서 균열 면적률이 1% 이하로 우수한 내사우어 성능을 갖고 있다.
- [0126] 한편, No.9~14는, 화학 성분이 본 발명의 범위 내이지만, 제조 방법이 본 발명의 범위 외이기 때문에, 압축 강도, DWTT 특성 또는 용접부 인성 중 어느 한쪽이 뒤떨어져 있다. No.15~19는 화학 성분이 본 발명 외이기 때문에 강도, 용접부 인성이 뒤떨어져 있거나, 또는 압축 강도가 부족하다.

산업상 이용가능성

- [0127] 본 발명에 의하면, 높은 압축 강도를 갖고, 더욱 우수한 DWTT 특성과 용접부 인성을 갖는 후육의 강판이 얻어지기 때문에, 높은 내콜랩스 성능이 요구되는 심해용 라인파이프로 적용할 수 있다. 또한, 우수한 내사우어 성능도 갖는 강판도 제조할 수 있다.

[0128] (표 1)

강종	화학 성분 (mass%)															C*	Ceq	Ar ₃ (°C)	비고
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ca	N				
A	0.065	0.02	1.85	0.012	0.0022	0.030	0.025	0.009	-	-	-	-	-	0.0031	0.063	0.37	742	본 발명에	
B	0.080	0.28	1.68	0.009	0.0018	0.024	0.029	0.011	0.19	-	-	-	0.023	-	0.0028	0.072	0.40		736
C	0.074	0.13	1.67	0.009	0.0014	0.025	0.012	0.010	0.10	0.09	-	-	-	0.0023	0.0042	0.071	0.38		741
D	0.069	0.11	1.63	0.008	0.0007	0.030	0.012	0.010	0.09	0.69	0.08	-	-	0.0021	0.0045	0.066	0.42		712
E	0.067	0.04	1.63	0.005	0.0018	0.024	0.013	0.009	0.11	0.22	0.20	-	-	0.0011	0.0038	0.063	0.42		735
F	0.052	0.15	1.74	0.003	0.0005	0.031	0.025	0.014	-	0.27	0.18	0.23	0.035	-	0.0029	0.048	0.42		733
L	0.063	0.05	1.70	0.004	0.0005	0.035	0.022	0.011	-	0.15	-	0.27	-	0.0024	0.0035	0.062	0.37		741
M	0.072	0.10	1.60	0.006	0.0006	0.020	0.028	0.012	0.02	0.11	-	0.29	0.040	0.00	0.0041	0.067	0.38		746
N	0.055	0.08	1.55	0.004	0.0005	0.025	0.025	0.010	-	-	0.25	0.35	0.030	0.00	0.0040	0.052	0.39		758
G	0.120	0.26	1.54	0.013	0.0023	0.033	0.032	0.008	0.11	-	-	-	-	-	0.0032	0.115	0.40		741
H	0.064	0.48	1.65	0.010	0.0018	0.028	0.026	0.011	0.18	0.10	-	-	0.042	-	0.0044	0.055	0.39	738	
I	0.065	0.12	1.58	0.012	0.0020	0.034	0.048	0.014	0.23	-	0.13	-	-	-	0.0041	0.056	0.40	743	
J	0.032	0.22	1.65	0.005	0.0015	0.033	0.030	0.010	0.29	-	-	-	0.07	0.0023	0.0047	0.019	0.38	745	
K	0.045	0.15	1.35	0.004	0.0005	0.033	0.021	0.012	0.08	-	-	-	0.03	-	0.0030	0.040	0.29	782	

하선부: 본 발명의 범위 외
 C* = C(%) - 0.065Nb(%) - 0.025Mo(%) - 0.057V(%) [각 원소 기호는 함유량(mass%)을 나타냄]
 Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 [각 원소 기호는 함유량(mass%)을 나타냄]
 Ar₃(°C) = 910 - 310C(%) - 80Mn(%) - 20Cu(%) - 15Cr(%) - 55Ni(%) - 80Mo(%) [각 원소 기호는 함유량(mass%)을 나타냄]

[0129]

[0130] (표 2-1)

No.	강종	강관 사이즈		강판 제조 조건										비고
		외경 (mm)	관 두께 (mm)	슬래브 가열 온도 (°C)	미재 결정 역 압 하율 (%)	압연 종료 온도 (°C)	가속 냉각 개시 온도 (°C)	가속 냉각 개시 온도 -Ar ₃ (°C)	가속 냉각 정지 온도 (°C)	냉각 속도 (°C/초)	재가열 온도 (°C)		확관을 (%)	
											표면	중심		
1	A	762	30	1100	75	766	748	6	380	23	640	445	0.8	본 발명에
2	B	610	30	1100	75	765	740	4	370	21	-	-	1.0	
3	B	610	30	1080	75	742	715	-21	340	23	620	440	0.8	
4	C	914	22	1070	75	810	740	-1	405	35	-	-	1.0	
5	C	914	22	1100	75	765	725	-16	400	32	600	525	0.8	
6	D	624	30	1080	75	725	707	-5	390	22	570	405	1.0	
7	E	762	34	1100	75	740	723	-12	410	20	650	495	1.0	
8	F	762	34	1100	65	755	735	2	420	18	610	460	1.0	
23	F	762	34	1100	65	755	735	2	420	18	610	460	0.6	
24	F	762	34	1100	65	755	735	2	420	18	610	460	0.9	
20	L	610	38	1100	70	780	750	9	370	17	600	460	0.8	
21	M	762	32	1080	70	775	745	-1	430	21	620	480	1.1	
22	N	762	22	1120	71	800	760	-2	420	35	560	440	0.8	

[0131]

[0132] (표 2-2)

No.	강종	강관 사이즈		강판 제조 조건									비고	
		외경 (mm)	관두께 (mm)	슬래브 가열 온도 (°C)	미재 결정 의 압 하율 (%)	압연 종료 온도 (°C)	가속 냉각 개시 온도 (°C)	가속 냉각 개시 온도 (°C)	가속 냉각 정지 온도 (°C)	냉각 속도 (°C/초)	재가열 온도 (°C)			확관율 (%)
											표면	중심		
9	B	610	30	1100	75	768	743	7	360	8.5	-	-	1.0	비 교 예
10	B	610	30	1080	75	765	742	6	280	23	520	370	1.0	
11	D	624	30	1050	75	690	670	-42	400	23	-	-	1.0	
12	D	624	30	1050	75	720	705	-7	220	28	-	-	0.9	
13	D	624	30	1100	50	738	720	8	420	22	580	415	0.9	
14	D	624	30	1100	75	742	725	13	595	23	-	-	1.0	
15	G	762	30	1050	75	780	756	15	370	24	-	-	1.0	
16	H	762	30	1100	75	795	762	24	400	22	-	-	1.0	
17	I	762	30	1050	75	780	755	12	400	22	-	-	1.0	
18	J	762	22	1050	75	765	740	-5	380	38	-	-	1.0	
19	K	762	30	1100	75	825	793	11	385	24	-	-	1.0	

하선부는 본 발명의 범위 외임을 나타낸다.

[0133]

[0134] (표 3-1)

No.	금속 조직					강관의 기계적 특성				강관의 HIC 특성	비고
	베이나이트 분율 (%)	가공 페라이트 분율 (%)	MA 분율 (%)	MA의 평균 입경 (μm)	MA의 엑스팩티브비	인장 강도 (MPa)	압축 항 복 강도 (MPa)	DWTT 특성 85%SATT (°C)	용접부 인성 vE-30°C (J)	균열 면적률 (%)	
1	95	0	1.6	1.4	2.9	625	466	-28	96	-	비 교 예
2	96	0	2.2	1.7	3.8	643	463	-22	68	-	
3	72	0	0.8	0.9	2.4	635	487	-35	72	-	
4	93	0	1.8	1.3	4.5	652	473	-32	130	-	
5	67	3	1.6	0.6	2.4	638	486	-25	155	-	
6	85	0	2.0	1.2	3.8	630	465	-28	162	-	
7	83	4	0.6	0.8	1.8	645	483	-35	190	-	
8	97	0	0.8	1.0	2.7	663	488	-24	155	-	
23	97	0	0.8	1.0	2.7	659	535	-26	161	-	
24	97	0	0.8	1.0	2.7	661	505	-26	160	-	
20	92	0	1.2	1.1	2.5	643	490	-25	120	0	
21	89	0	0.8	0.9	2.4	633	472	-30	102	1	
22	92	0	0.7	1.0	2.2	601	450	-28	99	0	

분율(%)은 면적 분율을 의미한다.

[0135]

[0136] (표 3-2)

No.	금속 조직					강관의 기계적 특성				강관의 HIC 특성	비고
	베이나이트 분율 (%)	가공 페라이트 분율 (%)	MA 분율 (%)	MA의 평균 입경 (μm)	MA의 에스펙트비	인장강도 (MPa)	압축 항복 강도 (MPa)	DWTT특성 85%SATT ($^{\circ}\text{C}$)	용접부 인성 vE-30 $^{\circ}\text{C}$ (J)	균열 면적률 (%)	
9	96	0	4.0	3.4	3.9	586	402	-16	72	-	비 교 예
10	96	0	3.5	1.5	3.5	652	422	-25	83	-	
11	45	34	2.5	2.1	3.4	655	406	-38	170	-	
12	85	0	4.5	2.8	5.8	650	413	-42	165	-	
13	95	0	2.4	3.4	5.2	637	428	-30	173	-	
14	95	0	4.2	1.8	3.9	615	425	-25	162	-	
15	94	0	5.1	3.4	6.4	635	421	-5	34	-	
16	95	0	4.6	2.8	5.2	624	418	-28	45	-	
17	97	0	2.8	1.9	3.8	662	453	-25	72	-	
18	88	3	2.3	1.5	3.4	625	426	-38	131	-	
19	96	0	0.8	1.2	2.1	540	385	-35	175	-	

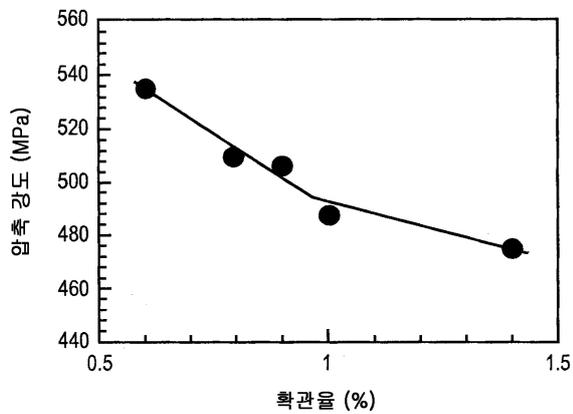
분율(%)은 면적 분율을 의미한다.

하선부는 본 발명의 범위 외임을 나타낸다.

[0137]

도면

도면1



도면2

