



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2013년01월14일
(11) 등록번호 10-1222128
(24) 등록일자 2013년01월08일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
B23K 31/00 (2006.01) B23K 35/30 (2006.01)
B23K 9/00 (2006.01) C21D 9/50 (2006.01)
(21) 출원번호 10-2012-7011830
(22) 출원일자(국제) 2011년02월23일
심사청구일자 2012년05월07일
(85) 번역문제출일자 2012년05월07일
(65) 공개번호 10-2012-0107072
(43) 공개일자 2012년09월28일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2011/054664
(87) 국제공개번호 WO 2012/114532
국제공개일자 2012년08월30일
(56) 선행기술조사문헌
JP11138290 A
JP2001246495 A

(73) 특허권자
신닛테츠스미킨 카부시카이사
일본 도쿄도 지요다구 마루노우찌 2쵸메 6방 1고
(72) 발명자
카스야 타다시
일본 1008071 도쿄 치요다구 마루노우치 2쵸메
6-1 신닛뽀세이테즈 카부시카이사 나이
시무라 류이치
일본 1040045 도쿄 추오쿠 츠키지 4쵸메 7반 5고
츠키지 케이와이 빌딩 닛폰 스틸 앤드 스미킨 요
세츠 코교 카부시카이사 나이
미즈모토 마나부
일본 1040045 도쿄 추오쿠 츠키지 4쵸메 7반 5고
츠키지 케이와이 빌딩 닛폰 스틸 앤드 스미킨 요
세츠 코교 카부시카이사 나이
(74) 대리인
박장원

전체 청구항 수 : 총 15 항

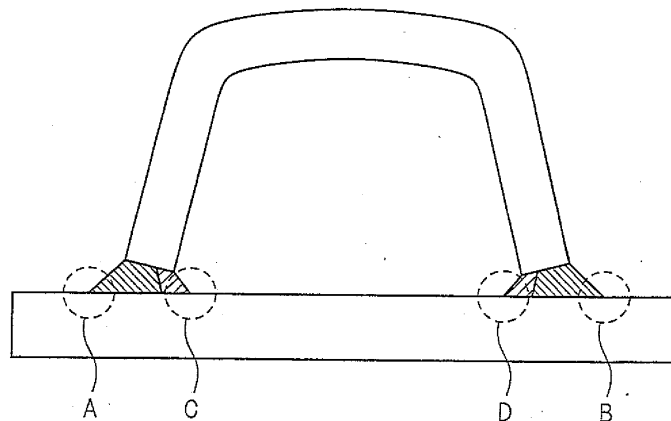
심사관 : 정혜진

(54) 발명의 명칭 **용접 이음부의 제조 방법 및 용접 이음부**

(57) 요약

구조상 밀폐 영역이 존재하는 등의 이유로 피로 강도 향상 대책을 실시할 수 없는 경우에 있어서, 피로 강도를 향상시키는 것이 가능한 용접 이음부의 제조 방법을 제공한다. 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부를, 변태 개시 온도가 175℃ 내지 400℃의 범위인 용접 금속을 이용하여 형성하는 용접을 실시하는 제1 용접 공정과, 또한 제1 용접 공정에서 형성한 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부를 이루는 용접 금속이 적어도 일부가 미용융부가 되고, 또한, 이 미용융부가 모두 오스테나이트로 재변태할 때까지 가열되는 용접 입열로, 용접 금속을 1 패스로 돌우는 용접을 실시함으로써, 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부에 압축 잔류응력을 도입하는 제2 용접 공정을 구비한다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

강재의 접합부를 다패스 용접에 의하여 용접하는 용접 이음부의 제조 방법에 있어서,
 상기 다패스 용접은, 1 패스째의 용접 금속의 변태 개시 온도가 175℃ 내지 400℃의 범위가 되는 용접 재료를 사용하여 용접을 실시하는 제1 용접 공정과, 이어서 상기 제1 용접 공정에서 형성한 용접 금속의 일부가 미용 용부가 되도록, 용접 금속을 1 패스 또는 2 패스 이상으로 둔우는 용접을 실시하는 제2 용접 공정을 구비하고,
 상기 제2 용접 공정에서는 최종 패스의 용접 열에 의하여 상기 미용용부를 모두 오스테나이트로 재변태시키는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 2

강재의 접합부를 다패스 용접에 의하여 용접하는 용접 이음부의 제조 방법에 있어서,
 상기 다패스 용접은, 1 패스째의 용접 금속의 변태 개시 온도가 175℃ 내지 400℃의 범위가 되는 용접 재료를 사용하여 용접을 실시하는 제1 용접 공정과, 이어서 상기 제1 용접 공정에서 형성한 용접 금속의 일부가 미용 용부가 되도록, 용접 금속을 1 패스 또는 2 패스 이상으로 둔우는 용접을 실시하는 제2 용접 공정을 구비하고,
 그 후, 상기 미용용부를 모두 오스테나이트로 재변태시키는 열처리를 하는 공정을 가진 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 3

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 용접 이음부의 접합부를 한쪽으로부터의 용접에 의하여만 형성하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 4

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 용접 이음부는 용접 이음부의 구조 또는 용접 구조물의 구조상, 상기 용접 이음부의 한쪽으로부터만 용접이 가능한 구조인 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 5

제1항 또는 제2항에 있어서, 상기 용접 이음부는 T 이음부, 코너 이음부 또는 겹침 이음부인 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 6

제1항에 있어서, 상기 용접 이음부는 T 이음부이며, 상기 T 이음부의 접합부는 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 상기 용접부는 한쪽으로부터만 부분 용융 용접에 의하여 다패스 용접되고, 상기 미용착 부분의 길이가 다패스 용접에 있어서의 각 패스 용접 비드 두께의 최대 값의 3배 이상인 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 7

제1항에 있어서, 상기 용접 이음부는 십자형 이음부이며, 상기 십자형 이음부의 접합부는 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 상기 용접부는 한쪽으로부터만 부분 용융 용접에 의하여 다패스 용접되고, 다패스 용접의 사이에 존재하는 미용착 부분의 길이 및 상기 십자형 이음부를 형성하는 강재 판 두께의 최소 값이 상기 다패스 용접에 있어서의 각 패스 용접 비드의 두께의 최대 값의 3배 이상인 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 8

제2항에 있어서, 상기 용접 이음부는 T 이음부 또는 십자형 이음부이며, 상기 용접 이음부의 접합부는 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 상기 용접부는 한쪽으로부터만 부분 용융

용접에 의하여 다페스 용접되고, 상기 열처리를 모든 용접부의 다페스 용접을 모두 종료 한 후에 실시하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 9

제2항 또는 제8항에 있어서, 상기 열처리 공정은 유도 가열 또는 통전 가열의 어느 하나의 가열 방법을 이용하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 10

제1항, 제2항, 제6항, 제7항, 제8항 중 어느 하나의 항에 있어서, 상기 제1 용접 공정에서 사용되는 상기 용접 금속의 성분이 질량%로, C: 0.01 내지 0.15%, Si: 0.2 내지 0.8%, Mn: 0.4 내지 2.0%, P: 0.03% 이하, S: 0.02% 이하, Ni: 7.0 내지 11.5%를 함유하고, 또한 Cu: 0.4% 이하, Ti: 0.1% 이하, Nb: 0.1% 이하, V: 0.5% 이하, Cr: 3.0% 이하, Mo: 2.0% 이하 중의 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 11

제1항, 제2항, 제6항, 제7항, 제8항 중 어느 하나의 항에 있어서, 상기 제1 용접 공정에서 사용되는 상기 용접 금속의 성분이 질량%로, C: 0.005 내지 0.10%, Si: 0.1 내지 0.7%, Mn: 0.1 내지 2.0%, P: 0.03% 이하, S: 0.02% 이하, Ni: 4.0 내지 8.0%, Cr: 8.0 내지 15.0%를 함유하고, 또한 Mo: 2.0% 이하, Cu: 0.4% 이하, Ti: 0.1% 이하, Nb: 0.1% 이하, V: 0.5% 이하 중의 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 12

제1항, 제2항, 제6항, 제7항, 제8항 중 어느 하나의 항에 있어서, 상기 제2의 용접 공정 후에 있어서, 용접을 실시한 측의 용접 비드의 지단부에 대하여, 그라인더 가공에 의한 후처리를 하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 13

제1항, 제2항, 제6항, 제7항, 제8항 중 어느 하나의 항에 있어서, 상기 제2의 용접 공정 후에 있어서, 용접을 실시한 측의 용접 비드의 지단부에 대하여, 피닝 처리에 의한 후처리를 하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 14

제1항, 제2항, 제6항, 제7항, 제8항 중 어느 하나의 항에 있어서, 상기 제 2의 용접 공정 후에 있어서, 용접을 실시한 측의 용접 비드의 지단부에 대하여, TIG 아크에 의한 재가열 처리를 하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.

청구항 15

제1항, 제2항, 제6항, 제7항, 제8항 중 어느 하나의 항에 기재된 용접 이음부의 제조 방법에 의하여 제조된 용접 이음부.

명세서

기술분야

[0001] 본 발명은 용접 이음부의 제조 방법에 관한 것으로, 더 상세하게는 용접 이음부의 구조, 또는 용접 구조물의 구조가, 강재의 한쪽으로부터만 용접이 가능한 구조로 되어 있을 경우에 있어서, 쇼트 피닝 처리 등의 피로 강도 향상 대책을 실시하기 어려운, 용접을 실시한 쪽의 반대쪽의 용접 지단부 또는 뿌리부의 피로 강도를 향상시키는 것이 가능한, 용접 이음부의 제조 방법에 관한 것이다.

배경기술

[0002] 용접 구조물의 피로 특성은 구조물 자신의 수명을 결정하는데 있어서, 매우 중요한 특성이다. 이와 같은 용접

구조물의 피로 강도를 향상시키는 수단으로서, 용접 지단부의 형상을 매끄럽게 하여 응력 집중을 가능한 한 완화하거나, 또는 피닝 처리 등을 실시함으로써 피로가 발생하는 부분에 국부적으로 압축 잔류응력을 부여하는 등의 방법이 있다. 또한, 특허 문헌 1에 기재된 기술과 같이, 용접 금속의 변태 개시 온도를 낮게 하여, 변태 팽창을 이용한 잔류응력 저감 효과에 의하여 피로 강도를 향상시키는 방법 등도 개시되어 있다.

[0003] 그러나, 특허 문헌 1에 기재된 기술을 비롯한 종래 기술에서는, 예를 들면 구조적으로 용접 지단부가 밀폐되어 버리는 이음부에 대하여, 어떻게 적용하여야 하는지, 그 수단은 개시되어 있지 않았다.

[0004] 도 1은 용접 이음부 및 용접 구조물의 일례를 나타내는 도면인데, 이 도 1은 휨 강성을 확보하기 위하여, 평판에 U형 단면을 가진 부재를 용접으로 설치한 경우의 구조를 설명하는 모식도이다. 도 1에 도시하는 예의 경우, U형 부재는 평판과 2개의 지점에서 용접되고, 그 이음부는 T형 이음부다. 이 때, 피로 균열은 응력 집중부에 발생하기 때문에, 도 1에 도시하는 예에서는 부호 A 내지 D로 나타내는 4개의 지점에서 발생하게 된다. 이들 중에서 부호 A, B로 나타내는 2개의 지점은 용접 구조물의 바깥쪽에 위치하기 때문에, 보수를 실시하기가 용이하고, 또한, 사전에 용접 지단부의 형상을 매끄럽게 가공하거나 피닝 처리를 하여 압축 잔류응력을 부여하거나 함으로써, 피로 강도의 향상을 도모하는 것이 가능하다.

[0005] 그러나, 도 1 중의 부호 C, D로 나타난 2개의 지점의 용접 지단부는 구조상 밀폐되어 있어, 용접 종료 후의 후처리를 할 수 없다. 이는 피닝 등의 기계적인 후처리 방법의 경우, 피로가 문제가 되는 부분(도 1에 있어서의 부호 C, D의 부분을 참조)에 직접 접촉하면서 처리를 해야 한다는 매우 단순한 이유 때문이다. 그 때문에, 도 1에 도시하는 용접 구조물의 피로 강도는 부호 C, D로 나타난 용접 지단부의 피로 강도로 결정되고, 부호 A, B로 나타난 용접 지단부의 피로 강도를 아무리 향상시켜도, 용접 구조물 전체에서의 피로 강도가 향상되지 않는 문제가 남는다.

[0006] 한편, 특허 문헌 1 또는 2에 기재된 기술에서도, 이 문헌들에 개시되어 있는 기술은 어디까지나 용접 지단부가 바깥쪽에 위치하는 경우의 이음부에 대한 기술이 개시되어 있을 뿐이다. 예를 들면, 실제의 용접 구조물에 있어서, 안쪽에 위치하는 용접 지단부에 피로 균열이 발생하였을 경우에는 특허 문헌 1에 개시된 용접 재료를 어떻게 사용하면 좋은 것인지 명백하지는 않다. 도 1의 경우에는 2 패스와 용접으로 T자 이음부의 용접을 완료시키고 있으나, 이 경우에는 후속 용접 비드, 즉, 바깥쪽의 용접 비드를 형성할 때의 열이 안쪽의 비드가 생성한 잔류응력을 없애기 때문에, 본래의 효과를 얻을 수 없게 된다. 한편, 도 1에 도시하는 T자 이음부의 형성을 1 패스 용접으로 실시하면, 마주치는 응고가 일어나게 되어, 용접부에 고온 균열이 발생할 가능성이 커진다. 또한, 용접 금속에 잔류응력을 저감하는 정도의 합금 원소를 첨가하였을 경우에는, 통상의 용접 재료보다 훨씬 고온 균열 감수성이 높아져서, 이 문제도 회피하면서 피로 강도를 향상시키는 기술이 필요하게 되었다.

선행기술문헌

특허문헌

- [0007] (특허문헌 0001) 특허 문헌 1 일본 공개 특허 공보 평11-138290호
- (특허문헌 0002) 특허 문헌 2 일본 공개 특허 공보 2001-246495호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0008] 전술한 바와 같이, 용접 구조물의 피로 강도는 용접 구조물 전체의 수명을 결정하는 요인이며, 특히, 가장 피로 강도가 낮은 부분에서, 그 용접 구조물 전체의 피로 강도가 결정된다.

[0009] 본 발명은 상기 문제를 감안하여 이루어진 것으로, 구조상 밀폐 영역이 존재하는 등의 이유로, 피로 강도가 문제가 되는 용접 지단부 또는 뿌리부에 대하여, 쇼트 피닝 등의 기계적 처리나, 비드 형성 등의 용접에 의한 피로 강도 향상 대책을 실시할 수 없는 경우에 있어서, 피로 강도를 향상시키는 것이 가능한 용접 이음부의 제조 방법의 제공을 목적으로 하는 것이다.

과제의 해결 수단

[0010] 본 발명자들은 이상의 관점에서, 기계적인 피로 강도 향상을 위한 대책을 실시할 수 없는 구조의 용접 지단부

또는 뿌리부가 존재하는 경우에 있어서의, 용접 이음부의 피로 강도 향상을 달성할 수 있는 수단에 대하여 예의 연구를 거듭하였다. 그리고, 사전에 저온에서 변태 팽창하는 용접 금속을, 용접 지단부측 또는 뿌리부측에 형성시키고, 후속 용접에서 그 용접 금속을 재변태시킴으로써, 또는 유도 가열 또는 통전 가열에 의하여 그 용접 금속을 재변태시킴으로써, 일단 소실된 압축 잔류응력을 재차 발생시킬 수 있고, 이에 의하여, 용접 지단부 또는 뿌리부의 피로 강도의 향상을 달성할 수 있는 것을 밝혀낸 것이다. 본 발명은 이러한 연구에 의하여 이루어진 것으로, 그 요지는 이하와 같다.

- [0011] (1) 강재의 접합부를 다패스 용접에 의하여 용접하는 용접 이음부의 제조 방법에 있어서, 상기 다패스 용접은 1 패스째의 용접 금속의 변태 개시 온도가 175℃ ~ 400℃의 범위가 되는 용접 재료를 사용하여 용접을 실시하는 제 1 용접 공정과, 이어서 상기 제1 용접 공정에서 형성한 용접 금속의 일부가 미용융부가 되도록, 용접 금속을 1 패스 또는 2 패스 이상으로 둔우는 용접을 실시하는 제2 용접 공정을 구비하고, 상기 제2 용접 공정에서는 최종 패스의 용접 열에 의하여 상기 미용융부를 모두 오스테나이트로 재변태시키는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.
- [0012] (2) 강재의 접합부를 다패스 용접에 의하여 용접하는 용접 이음부의 제조 방법에 있어서, 상기 다패스 용접은 1 패스째의 용접 금속의 변태 개시 온도가 175℃ ~ 400℃의 범위가 되는 용접 재료를 사용하여 용접을 실시하는 제 1 용접 공정과, 이어서, 상기 제1 용접 공정에서 형성한 용접 금속의 일부가 미용융부가 되도록, 용접 금속을 1 패스 또는 2 패스 이상으로 둔우는 용접을 실시하는 제2 용접 공정을 구비하고, 그 후, 상기 미용융부를 모두 오스테나이트로 재변태시키는 열처리를 하는 공정을 가진 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.
- [0013] (3) 상기 용접 이음부의 접합부를 한쪽으로부터의 용접에 의하여만 형성하는 것을 특징으로 하는 (1) 또는 (2)에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0014] (4) 상기 용접 이음부는 용접 이음부의 구조 또는 용접 구조물의 구조상, 상기 용접 이음부의 한쪽으로부터만 용접이 가능한 구조인 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (3)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0015] (5) 상기 용접 이음부는 T 이음부, 코너 이음부 또는 겹침 이음부인 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (4)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0016] (6) 상기 용접 이음부는 T 이음부이며, 상기 T 이음부의 접합부는 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 상기 용접부를 한쪽으로부터만 부분 용융 용접에 의하여 다패스 용접하는 (1)에 기재된 용접 이음부의 제조 방법에 있어서, 상기 미용착 부분의 길이가, 상기 각 다패스 용접에 있어서의 각 패스 용접 비드 두께의 최대 값의 3배 이상인 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.
- [0017] (7) 상기 용접 이음부는 십자형 이음부이며, 상기 십자형 이음부의 접합부는 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 상기 용접부를 한쪽으로부터만 부분 용융 용접에 의하여 다패스 용접하는 (1)에 기재된 용접 이음부의 제조 방법에 있어서, 이 각 다패스 용접의 사이에 존재하는 미용착 부분의 길이 및 십자형 이음부를 형성하는 강재 판 두께의 최소 값이, 각 다패스 용접에 있어서의 각 패스 용접 비드의 두께의 최대 값의 3배 이상인 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.
- [0018] (8) 상기 용접 이음부는 T 이음부 또는 십자형 이음부이고, 상기 용접 이음부의 접합부는 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 상기 용접부를 한쪽으로부터만 부분 용융 용접에 의하여 다패스 용접하는 (2)에 기재된 용접 이음부의 제조 방법에 있어서, 상기 열처리를 모든 용접부의 각 다패스 용접을 모두 종료한 후에 실시하는 것을 특징으로 하는 용접 이음부의 제조 방법.
- [0019] (9) 상기 열처리 공정은 유도 가열 또는 통전 가열의 어느 하나의 가열 방법을 이용하는 것을 특징으로 하는 (2) 내지 (5), (8)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0020] (10) 상기 제1 용접 공정에서 사용되는 상기 용접 금속의 성분이, 질량%로, C: 0.01 내지 0.15%, Si: 0.2 내지 0.8%, Mn: 0.4 내지 2.0%, P: 0.03% 이하, S: 0.02% 이하, Ni: 7.0 내지 11.5%를 함유하고, 또한 Cu: 0.4% 이하, Ti: 0.1% 이하, Nb: 0.1% 이하, V: 0.5% 이하, Cr: 3.0% 이하, Mo: 2.0% 이하 중의 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (9)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0021] (11) 상기 제1 용접 공정에서 사용되는 상기 용접 금속의 성분이, 질량%로, C: 0.005 내지 0.10%, Si: 0.1 내지 0.7%, Mn: 0.1 내지 2.0%, P: 0.03% 이하, S: 0.02% 이하, Ni: 4.0 내지 8.0%, Cr: 8.0 내지 15.0%를 함유하고, 또한 Mo: 2.0% 이하, Cu: 0.4% 이하, Ti: 0.1% 이하, Nb: 0.1% 이하, V: 0.5% 이하 중의 1종 또는 2종 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (10)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.

- [0022] (12) 상기 제2의 용접 공정 후에 있어서, 용접을 실시한 측의 용접 비드의 지단부에 대하여, 그라인더 가공에 의한 후처리를 하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (11)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0023] (13) 상기 제2의 용접 공정 후에 있어서, 용접을 실시한 측의 용접 비드의 지단부에 대하여, 피닝 처리에 의한 후처리를 하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (11)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0024] (14) 상기 제 2의 용접 공정 후에 있어서, 용접을 실시한 측의 용접 비드의 지단부에 대하여, TIG 아크에 의한 재가열 처리를 하는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (11)의 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법.
- [0025] (15) (1) 내지 (14) 중 어느 하나에 기재된 용접 이음부의 제조 방법에 의하여 제조된 용접 이음부.

발명의 효과

[0026] 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법에 의하면, 용접 이음부의 구조상, 또는 용접 구조물의 구조상의 문제로부터, 기계적 또는 용접에 의한 후처리를 할 수 없는 구조의 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부가 존재하는 경우에도, 용접 이음부의 피로 강도 향상을 도모할 수 있는 동시에, 용접 구조물 전체의 수명을 향상할 수 있고, 또는 이미 설치된 용접 구조물에 대하여는 보수를 함으로써 용접 구조물의 수명을 연장할 수 있어서 산업상의 의의는 극히 크다.

도면의 간단한 설명

- [0027] 도 1는 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 일례를 설명하기 위한 모식도이며, 구조적으로 안쪽 용접 지단부가 밀폐되는 구조로 되어 있는 용접 이음부의 예를 나타내는 단면도이다.
- 도 2a는 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 다른 예를 설명하기 위한 모식도이며, 한쪽으로부터만 용접 가능하고, 부분 용융 용접으로 형성되는 외부로부터 접근 불가능한 뿌리부를 가진 용접 이음부의 예를 나타내는 단면도이다.
- 도 2b는 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 다른 예를 설명하기 위한 모식도이며, T 이음부의 접합부가 미용착 부분과 상기 미용착 부분을 사이에 둔 양측의 용접부로 이루어지고, 용접부가 부분 용융 용접으로 형성되는 외부로부터 접근 불가능한 뿌리부를 가진 용접 이음부의 예를 나타내는 단면도이다.
- 도 3은 본 발명에 있는 용접 금속 두께의 정의를 설명하기 위한 모식도이다.
- 도 4는 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 일례를 설명하기 위한 모식도이며, 구조적으로 안쪽 용접 지단부가 밀폐되어 있는 구조의 용접 이음부의 예를 나타내는 도면이다.
- 도 5는 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 일례를 설명하기 위한 모식도이며, 도 4에 도시하는 용접 이음부의 용접부를 나타내는 부분 확대 단면도이다.
- 도 6은 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 1에 있어서의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.
- 도 7은 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 3에 있어서의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.
- 도 8 본 발명의 용접 이음부를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 5에 있어서의 코너 이음부의 용접부를 나타내는 부분 확대 도면이다.
- 도 9 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 5에 있어서의 코너 이음부의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.
- 도 10 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 5에 있어서의 겹침 이음부의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.
- 도 11 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 5에 있어서의 T 이음부의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.
- 도 12 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 6에 있어서의 양측으로부터 용접하는 T 이음부의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.

도 13 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 설명하기 위한 모식도이며, 실시예 6에 있어서의 십자형 이음부의 피로 시험을 실시하였을 때의, 하중 부하 방향을 나타내는 단면도이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0028] 이하, 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 실시 형태에 대하여, 도 1 내지 도 13을 적절하게 참조하면서 설명한다. 또한, 본 실시 형태는 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법의 취지를 더 잘 이해시키기 위하여 상세하게 설명하는 것이기 때문에, 특별히 지정하지 않는 한 본 발명을 한정하는 것은 아니다.
- [0029] 먼저, 본 발명의 기술 사상에 대하여 설명한다.
- [0030] 본 발명에서는 피로 강도 향상 방법을 크게 3 종류로 나누고 있다. 첫 번째는 쇼트 피닝 등과 같이, 충격 등의 역학적 또는 기계적인 처리를 표면에 가하는 방법, 두 번째는 용접 금속의 성분을 조정하고 용접 금속의 변태 팽창을 이용하는 등, 강재 또는 용접 재료의 성분 등 재료학적인 특징을 이용하는 방법, 세 번째는 용접 후에 열을 가하는 등의 방법이다. 이 방법들을 본 발명에서는 각각, 기계적 방법, 재료학적 방법, 열처리적 방법이라 부르기로 한다.
- [0031] 이러한 분류에 따르면, 본 발명은 재료학적 방법과 열처리적 방법 두 가지를 모두 이용하는 방법이라 할 수 있다.
- [0032] 본 발명은 이미 설명한 바와 같이, 기계적 처리 등의 피로 강도 향상 방법을 실시할 수 없는 구조를 가진 용접 이음부의 피로 강도의 향상을 목적으로 하고 있다. 일반적으로는 이와 같은 구조로서는, 용접 구조물로서 부분적으로 밀폐 구조를 가지거나, 또는 용접 이음부로서 부분 용융 등의 미용착 부분이 존재하는 등의 이유로, 직접 피닝 처리나 그라인더 처리 등을 할 수 없는 경우를 가리킨다.
- [0033] 또한, 용접 금속의 변태 팽창을 이용한 잔류응력 저감에 의한 피로 향상 기술(이하, 이와 같은 성분계의 용접 재료를 저온 변태 용재라고 부르고, 그 때에 형성되는 용접 금속을 저온 변태 용접 금속이라 부르는 경우가 있다)을 적용하는 경우에는 용접 패스 수가 1 패스인 경우에는 잔류응력 저감 효과를 기대할 수 있고 피로 강도 개선 효과도 기대할 수 있다. 그러나, 저온 변태 용재는 Ni나 Cr 등을 많이 함유하고 있고, 고온 균열을 발생하기 쉬운 성분계이기도 하다. 이와 같은 경우에는 이음부의 형상에 따라서는 1 패스 용접을 실시하면, 용접 금속에서 마주치는 응고를 발생시키기 쉬워서, 고온 균열을 발생시키는 위험성이 극히 높아진다. 용접부에 균열이 존재하는 경우, 용접 지단부의 잔류응력을 압축으로 하여도, 용접 금속 내부의 균열로부터 피로 균열이 발생하기 때문에, 이음부 전체의 피로 강도의 향상으로 이어지지 않는다. 반대로, 고온 균열을 회피하기 위하여 다패스 용접을 실시하면, 이음부 형상의 관계에서 피로가 문제가 되는 용접 지단부 또는 뿌리부는 제 1 패스에 의하여 형성되기 때문에, 제2 패스 이후의 용접 열에 의하여 압축 잔류응력이 소실된다고 하는 문제가 발생한다.
- [0034] 이와 같은, 기계적 처리 등에 의한 피로 강도 향상 대책을 실시할 수 없는 이음부로서는, 도 1에 도시하는 구조상 밀폐 공간이 존재하는 경우에 추가하여, 도 2a에 도시하는 바와 같이, 부분 용융 용접에 의한 용접 이음부와 같이, 밀폐 공간이 존재하지 않아도 미용착 부분이 존재하기 때문에, 피로가 문제가 되는 응력 집중 부분(도 2a 중의 부호 F로 나타내는 부분을 참조)에, 직접 기계적 처리를 할 수 없는 경우도 생각할 수 있다. 본 발명에서는 도 1에 도시하는 바와 같이, 밀폐 공간이 존재하기 때문에 기계적 처리를 할 수 없는 경우에 있어서의, 도 1 중의 부호 C, D로 나타내는 부분을 안쪽 용접 지단부라 부르고, 도 2a에 도시하는 바와 같이, 미용착 부분이 존재하는 경우를 뿌리부라고 부르기로 한다.
- [0035] 본 발명에서는 상기와 같은 밀폐 공간측의 안쪽 용접 지단부(21)나, 뿌리부(41)의 피로 강도 문제를 이하와 같이 하여 해결한다. 본 발명에서는 용접 후에 열처리를 하지 않는 경우(청구항 1을 참조)와, 열처리를 하는 경우(청구항 2를 참조)의 2 종류의 방법을 개시하고 있다. 본 발명에서는 전자를 비열처리형, 후자를 열처리형이라 부르기로 한다.
- [0036] 먼저, 비열처리형에 대하여 설명한다.
- [0037] 본 발명에 있어서의, 비열처리형의 용접 이음부의 제조 방법은 도 1 또는 도 2에 예시하는 바와 같이, 용접 이음부의 구조, 또는 용접 구조물의 구조상, 용접 이음부(10(30))의 강재(11(31))의 한쪽으로부터만 용접이 가능한 구조이며, 용접 구조물(1)로 덮이는 안쪽 용접 지단부(21), 또는 부분 용융 용접으로 형성되는 외부로부터 접근 불가능한 뿌리부(41)가 기계적 또는 용접에 의한 후처리를 할 수 없는 구조의 용접 이음부(10(30))를 제조하는 방법으로서, 안쪽 용접 지단부(21) 또는 뿌리부(41)를, 변태 개시 온도가 175℃~400℃의 범위인 용접 금속을 이용하여 형성하는 용접을 실시하는 제1 용접 공정과, 또한 제1 용접 공정에서 형성한 안쪽 용접 지단부

(21) 또는 뿌리부(41)를 이루는 용접 금속의 적어도 일부가 미용융부가 되고, 또한, 이 미용융부가 모두 오스테나이트로 재변태할 때까지 가열되는 용접 입열로, 용접 금속을 1 패스로 돌우는 용접을 실시함으로써, 안쪽 용접 지단부(21) 또는 뿌리부(41)에 압축 잔류응력을 도입하는 제2 용접 공정을 구비한 방법이다.

[0038] 전술한 바와 같은 비열처리형의 방법에 있어서는, 먼저 고온 균열을 방지하기 위하여, 마주치는 응고의 발생을 막을 목적으로, 제1 용접 비드로서, 저온 변태 용재를 사용하여 용접 비드(안쪽 용접 지단부, 뿌리부)를 형성시킨다. 이것이 제1 용접 공정에 해당한다. 이것은 저온 변태 용재를 사용하여 형성된 용접 금속이기 때문에, 이 용접 금속은 저온 변태 용접 금속이다. 이 용접 비드에 의하여, 기계적 처리를 할 수 없는 쪽의 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부를 형성시킨다. 그러나, 이 상태에서는 충분한 용접 양을 얻지 못하게 되어, 이음부의 정적 강도가 부족하다. 이에 후속 비드로서의 제2 용접 비드(바깥쪽 용접 지단부)를 형성시킨다. 이것이 제2 용접 공정에 해당된다. 제2 비드의 형성에 관하여는 용접 구조물을 형성하고 있는 강판의 강도에 알맞은 용재, 즉, 통상의 용접 재료를 사용할 수도 있고, 또한, 저온 변태 용재를 계속하여 사용할 수도 있다. 또한, 고온 균열 감수성이 낮은 재료를 선택한다는 의미에서는 제2 비드 형성에는 통상의 용접 재료를 사용하는 것이 좋다. 또한, 용접 관계자에게 있어서, 강재 강도에 알맞은 용접 재료를 선택하는 것은 특별히 어려운 것은 아니다.

[0039] 이와 같이, 용접 이음부를 2 패스 용접으로 형성시키지만, 단지 2 패스 용접을 실시하는 것만으로는 저온 변태 용재에 의한 제1 용접 비드가 형성한 압축 잔류응력이 제2 비드에 의하여 소실되는 위험이 발생하여, 이대로는 피로 강도 향상은 기대할 수 없다. 이에 제2 용접 공정을 시공할 때에, 최초로 형성된 압축 잔류응력이 소실된 후에, 재차 압축 잔류응력이 발생하도록 할 필요가 있다. 제 2 용접 비드에 의하여, 압축 잔류응력을 재차 발생시킨다고 하는 점이, 본 발명의 근간을 이루는 기술 사상이다. 즉, 피로 강도를 향상시키는 압축 잔류응력은 저온 변태 용재를 사용하여 용접하였을 때에 발생하는 잔류응력이 아니라, 두 번째의 용접을 하였을 때에 발생하는 잔류응력이다.

[0040] 종래 기술에 있어서의 저온 변태 용재의 이용은 변태 팽창 이용에 의하여 압축 잔류응력을 도입하는 기술이지만, 이 압축 잔류응력은 저온 변태 용재를 사용한 용접 시의 냉각 과정에서 발생하는 것이다. 본 발명에서는 이 압축 잔류응력은 1 패스째의 용접에 발생하는 압축 잔류응력에 대응하지만, 본 발명에서는 이 압축 잔류응력은 두번째의 용접에서 소실되어 버린다. 본 발명의 근간을 이루는 기술 사상은 두번째의 용접 시에 다시 압축 잔류응력을 발생시키는 것이고, 또한, 두번째의 용접에 이용하는 용접 재료는 반드시 저온 변태 용재에 한정할 필요는 없다.

[0041] 반드시 저온 변태 용재가 아닌 용접 재료를 사용하고 있는 제2 용접 공정에서, 압축의 잔류응력을 피로가 문제가 되고 있는 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부에 발생시키려면 제2 용접을 무제한으로 실시할 수는 없다. 즉, 제2 용접에 의한 열영향을 제어할 필요가 있다. 구체적으로는, 제2 용접 공정에서, 압축의 잔류응력을 재생시키려면 제2 용접에 의한 열영향으로, 제1 용접에서 형성된 저온 변태 용접 금속을 모두 오스테나이트로 재변태시킬 필요가 있다. 반대로, 모두 오스테나이트로 재변태시킬 수 있으면, 그 후의 냉각 중에 변태 팽창이 다시 발생하여, 압축 잔류응력을 다시 발생시킬 수 있고, 그 결과, 피로 강도 향상도 달성할 수 있다. 제2 용접 공정에 의하여, 제1 용접에서 형성된 저온 변태 용접 금속의 일부만이 오스테나이트로 재변태하는 것에서는, 그 후의 냉각 중에 미변태 부분은 열수축하는 것만으로 변태 팽창하지 않기 때문에, 충분한 압축 잔류응력을 다시 발생시킬 수 없다. 또한, 제1 용접에서 형성된 저온 변태 용접 금속의 표면을 단지 피복하도록 용접하더라도, 제1 용접에서 형성된 저온 변태 용접 금속을 모두 오스테나이트로 재변태시킬 수 없다.

[0042] 제2 용접 공정에서는 제1 용접 공정에서 형성된 저온 변태 용접 금속의 일부 또는 전부가 미용융 상태일 필요가 있다. 저온 변태 용접 금속이 모두 두번째의 용접에서 용융되어 버리면, 압축 잔류응력이 재도입되지 않게 된다. 한편, 제2 용접 공정에 있어서의 최종 용접 패스에서, 이 미용융 저온 변태 용접 금속이 모두 오스테나이트로 재변태할 때까지 가열하여야 한다. 이와 같은 조건을 사전에 검토하는 것은 용접 관계자라면 특별히 어려운 것은 아니다. 실제의 용접 이음부와 동일한 형상의 시험체를 미리 준비하고, 실제로 용접을 할 때 사용하여야 할 용접 재료와 동일한 용접 재료로, 제1 용접 공정 및 제2 용접 공정을 실시함으로써 용접 이음부를 제작하고, 그 후, 단면 매크로를 이 용접 이음부로부터 채취함으로써, 저온 변태 용접 금속의 미용융 부분이 존재하는지, 또한, 제2 용접 공정에 있어서의 최종 용접 패스에 의하여, 이 미용융 저온 변태 용접 금속이 모두 오스테나이트로 재변태하는지는 단면 매크로의 조직 관찰을 행하면 용이하게 판단할 수 있기 때문이다. 이와 같이 하여, 사전에 용접 조건을 결정해두고, 실제의 용접 이음부에 대하여, 이 조건으로 용접 시공을 하면 좋다. 저온 변태 용접 금속의 변태 개시 온도에 대하여도, 사전에 제작한 용접 이음부의 미용융 저온 변태 용접 금속 부분으로부터 시험편을 채취하여, 변태 개시 온도를 측정함으로써 확인할 수 있다.

- [0043] 이상은 도 1이나 도 2a와 같은 이음부에 대하여 피로 강도를 향상시키는 것이다.
- [0044] 다음으로, 양측으로부터 용접하는 T 이음부에 관하여 설명한다.
- [0045] 이 경우에는 도 2b와 같은 경우인데, 뿌리부에 피로 강도를 향상시키기 위하여는 2개의 지점에 존재하는 용접 금속이 충분히 서로 떨어져 있는 경우로 한정하고, 각 용접 금속을 형성시키기 위한 제1 및 제2 용접 공정인, 다른 한쪽 용접 공정에서 도입된 잔류응력을 소실시키지 않게 하면 좋다. 즉, 양측에 존재하는 용접 금속이 각각 독립된 것이라고 간주 할 수 있으면, 각 용접 금속을 형성시키기 위한 용접 공정에 있어서, 이미 설명한 비열처리형의 기술을 적용함으로써, 뿌리부의 피로 강도를 향상시킬 수 있다. 도 2b에서는, 이음부로서는, T 이음부라고 하는 1개의 이음부이지만, 본 발명은 잔류응력을 제어함으로써 피로 강도를 향상시키는 것을 목적으로 하고 있기 때문에, 각각의 용접이 다른 한쪽 잔류응력에 미치는 영향을 무시할 수 있으면, 한쪽으로부터만 용접하는 용접부가 2개의 지점에 존재한다고 생각하고 있다. 이 경우, 미용착 부분은 양측의 용접부 사이의 밀폐 공간에 대응한다.
- [0046] 잔류응력에 영향을 주지 않을 정도로 떨어져 있다는 것은 용접 입열량에도 의존한다. 입열량이 높은 경우에는 그 때의 용접 패스에서 형성된 용접 금속의 두께도 커지기 때문에, 본 발명에서는 이 용접 금속의 두께를 입열량 대신에 채용하였다. 본 발명에서는 용접 금속의 두께는 도 3에 도시하는 바와 같이 정의한다. 먼저, 용접 금속 표면의 1점, A를 정한다. 이 A에 있어서의 용접 금속 표면의 접선을 정하고, 다음으로, 그 접선과 수직으로 교차하고 또한 점 A를 통과하는 직선을 구한다. 이 직선과 이 용접 금속의 융합선의 교점을 B라고 정하고, 점A, 점B 간의 거리를 점A에 있어서의 두께라고 정의한다. 이와 같이 하여, 용접 금속 각 점에서 두께를 정의하고, 그 최대 값을 이 용접 금속의 두께라고 정한다. 또한, 이 정의에서는 후속되는 용접을 실시하면, 용접 금속 표면이 소실되어 버리므로, 각 용접 패스를 실시한 후의, 후속 용접 패스를 실시하기 전에 두께를 결정할 필요가 있다는 점에 주의를 기울일 필요가 있다. 또한, 각 용접 패스에서 형성된 용접 금속의 두께 중에서, 그 최대 값과 미용착 부분의 길이를 비교하고, 미용착 부분의 길이가 그 최대 값의 3배 이상인 경우에는 양측에 존재하는 용접 금속은 서로 독립적이라고 볼 수 있고, 잔류응력에 영향을 주지 않는다는 것을 밝혀낸 것이다. 미용착 부분이 이보다 짧은 경우에는 한쪽의 용접 공정이 다른 한쪽의 잔류응력에 영향을 주어, 피로 강도가 반드시 향상되는 것은 아닌 경우가 있기 때문에, 이 값을 설정하였다.
- [0047] 다음으로, 십자형 이음부에 대하여 설명한다.
- [0048] 십자형 이음부에 관하여는, 1 장의 강판의 앞쪽과 뒤쪽, 각각 대하여 양측으로부터 용접하는 T 이음부를 형성시킨 것으로 생각할 수 있다. 이 경우, 각각의 T 이음부를 형성시키기 위한 한정 조건은 T 이음부를 형성시킬 때에 설정한 한정 조건을 만족할 필요가 있다. 십자형 이음부에 관하여는 이 조건에 추가하여 강판을 통하여 전해지는 용접 열에 관하여도 주의할 필요가 있다. 이 경우에는 판 두께가 잔류응력에 영향을 주지 않을 정도로 두꺼우면 좋다. 즉, 미용착 부분의 길이 및 십자형 이음부를 형성하는 강판의 최소 판 두께가, 각 용접 패스에서 형성된 용접 금속의 두께의 최대 값의 3배 이상인 경우에는 새로 형성된 용접 금속은 서로 독립적이라고 볼 수 있고, 잔류응력에 영향을 주지 않는다고 하는 것을 밝혀낸 것이다. 미용착 부분이 이보다 짧은 경우에는 한쪽의 용접 공정이 다른 한쪽의 잔류응력에 영향을 미쳐, 피로 강도가 반드시 향상되는 것은 아닌 경우가 있기 때문에, 이 값을 설정하였다.
- [0049] 이상이 비열처리형의 피로 강도 향상 방법에 있어서의 본 발명의 기술 사상이다.
- [0050] 상기 저온 변태 용접 금속의 변태는 본 발명이 규정하고 있는 저온에서 발생하는 체적 팽창하는 변태이면, 반드시 특정의 변태에 한정되지 않아도 효과가 있으나, 일반적으로 본 발명의 온도 범위 내에서 발생하는 변태는 마르텐사이트 변태이다. 마르텐사이트 변태의 변태 개시 온도는 베이나이트 변태나 페라이트 펄라이트 변태의 경우와 달리, 용접시의 냉각 속도에 의존하지 않고, 용접 금속 성분만으로 결정된다고 하는 특징이 있다. 또한, 성분을 사용한 추정 식도 알려져 있는데, 예를 들면 이하와 같은 추정 식이 제안되어 있다.
- [0051] $M_s=719-795C-20Cr-32Ni-35.6Si-13.3Mn-23.7Mo-11.9Nb$
- [0052] 또한, M_s 는 마르텐사이트 변태 개시 온도(°C)이고, C등은 용접 금속 성분값(질량%)을 나타낸다. 이러한 추정 식의 존재는 용접 기술자에 있어서, 재료 개발의 지침이 될 수 있는 편리한 지표이다. 또한, 본 발명의 온도 범위에서 발생하는 변태가 주로 마르텐사이트 변태인 점은 다음에 말하는 열처리형에서도 같다.
- [0053] 다음으로, 본 발명에 있어서의 열처리형의 피로 강도 향상 방법에 대하여 설명한다.
- [0054] 본 발명에 있어서의, 열처리형의 용접 이음부의 제조 방법은 전술한 바와 같은 용접 이음부, 또는 용접 구조물

의 구조로 된 용접 이음부(10(30))를 제조하는 방법에 있어서, 안쪽 용접 지단부(21) 또는 뿌리부(41)를, 변태 개시 온도가 175℃ 내지 400℃의 범위인 용접 금속을 사용하여 형성하는 용접을 실시하는 제1 용접 공정과, 또한 제1 용접 공정에서 형성한 안쪽 용접 지단부(21) 또는 뿌리부(41)를 이루는 용접 금속이 적어도 일부는 미용 용부가 되도록, 용접 금속을 1 패스 또는 2 패스 이상으로 돌우는 용접을 실시하는 제2 용접 공정과, 그 후, 제1 용접 공정에서 형성한 용접 금속의 미용용부를 모두 오스테나이트로 재변태시키는 열처리를 실시함으로써, 안쪽 용접 지단부(21) 또는 뿌리부(41)에 압축 잔류응력을 도입하는 열처리 공정을 구비한 방법이다.

[0055] 비열처리형의 방법으로는 제2 용접 공정에 의하여, 제1 용접 공정에서 형성된 저온 변태 용접 금속을 모두 오스테나이트로 재변태할 때까지 가열하지만, 열처리형의 방법으로서, 이음부의 형상으로 볼 때, 모두 오스테나이트로 재변태시키기 어려운 경우 등, 확실하게 압축 잔류응력이 재도입될 수 있다고 판단할 수 없는 경우, 용접 후, 열처리를 하고, 이 열에 의하여, 저온 변태 용접 금속 부분을 확실하게 모두 오스테나이트로 재변태시키는 방법이다. 그 때문에, 비열처리형과 비교하면, 제1 용접 공정은 열처리형과 같고, 제2 용접 공정으로서, 제1 용접 공정에서 형성된 저온 변태 용접 금속의 일부를 미용용 상태가 되도록 하고, 용접 재료는 반드시 저온 변태 용재를 이용할 필요는 없다는 점까지가 같다. 그러나, 열처리형에 있어서의 제2 용접 공정으로서, 제2 용접 공정의 최종 용접 패스에서, 제1 용접 공정에서 형성된 저온 변태 용접 금속 미용용 부분의 모두 또는 일부가, 반드시 오스테나이트로 재변태될 필요는 없다. 왜냐하면, 제2 용접 공정의 후의 열처리 공정에 있어서, 모두 오스테나이트로 재변태시키기 때문이다. 즉, 본 발명에 있어서의 열처리형의 피로 강도 향상 방법은 저온 변태 용접 금속의 오스테나이트로의 재변태는 용접 후의 열처리로 실시하기 때문에, 그 이전에 오스테나이트로 재변태시킬 필요는 없다.

[0056] 본 발명에 있어서의 열처리형의 피로 강도 향상 방법의 용접 시공 조건이나 열처리 조건을 미리 결정하는 것은 용접 관계자에게 있어서 특별히 어려운 것은 아니다. 비열처리형의 경우와 같이, 실제의 용접 이음부와 같은 형상의 시험체를 미리 준비하여, 실제 용접을 할 때 사용하여야 할 용접 재료와 동일한 용접 재료로, 제1 용접 공정 및 제2 용접 공정을 행하고, 이어서, 제작한 용접 이음부를 열처리 공정으로 처리하고, 그 후, 단면 매크로를 이 용접 이음부로부터 채취함으로써, 저온 변태 용접 금속의 미용용 부분이 존재하거나, 또한, 열처리에 의하여, 이 미용용 저온 변태 용접 금속이 모두 오스테나이트로 재변태하였는지를 단면 매크로의 조직 관찰로부터 판단하면 좋다. 이와 같이 하여, 사전에 용접 조건이나 열처리 조건을 결정해 두고, 실제의 용접 이음부에 대하여, 이 조건에서 시공을 실시하면 좋다. 저온 변태 용접 금속의 변태 개시 온도에 대하여도, 사전에 제작한 용접 이음부의 미용용의 저온 변태 용접 금속 부분으로부터 시험편을 채취하고, 변태 개시 온도를 측정함으로써 확인할 수 있다.

[0057] 이상이 본 발명에 있어서의 비열처리형 및 열처리형의 피로 강도 향상 방법의 기술 사상이다. 또한, 비열처리형에서 제2 용접 공정이 2 패스 이상이 되는 경우, 제2 용접 공정의 최종 패스가 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속으로부터 떨어져서 행해지기 때문에, 비열처리형의 제2 용접 공정은 1 패스 용접의 경우로 한정하는 것이 좋다.

[0058] [용접 이음부의 제조 방법의 한정 이유]

[0059] 다음으로, 본 발명에 있어서의 한정 이유에 대하여 설명한다.

[0060] 「제1 용접 공정에서 사용하는 용접 금속의 변태 개시 온도」

[0061] 먼저, 저온 변태 용접 금속의 변태 개시 온도를 한정된 이유에 대하여 설명한다.

[0062] 본 발명에서는 피로가 문제가 되는 기계적 또는 용접에 의한 후처리에서 피로 강도 향상 대책을 실시할 수 없는 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부에 저온 변태 용접 금속을 형성시키고, 이 저온 변태 용접 금속의 변태 팽창에 의하여 압축 잔류응력을 용접 지단부 또는 뿌리부에 도입시킨다. 그러기 위하여는 변태 종료 후의 열수축을 작게 할 필요가 있다. 변태 개시 온도의 상한인 400℃는, 이를 초과하는 변태 개시 온도에서는 변태 종료 후의 열수축이 커지게 되어, 변태 팽창시에 도입된 압축 응력이 소실되어 버리기 때문에, 이 값을 설정하였다. 한편, 하한의 175℃는 그 미만의 변태 개시 온도로 하여도 그 효과는 거의 같고, 또한, 175℃ 미만의 변태 개시 온도를 얻도록 하기 위하여는 본 발명의 한정 범위를 넘는 합금 원소료를 첨가하여야 하므로, 용접 재료 제조 비용의 점에서 문제가 있고, 또한 고온 균열을 발생하는 위험이 높아지기 때문에 이 값을 설정하였다.

[0063] 「열처리 공정에 있어서의 열처리 방법」

[0064] 다음으로, 열처리형에 있어서의 열처리 방법에 대하여 설명한다.

- [0065] 용접 이음부를 열처리하는 방법으로서, 가스 버너에 의한 가열, 전기 히터에 의한 통전 가열, 또는 구조물 전체를 열처리로 넣는 등의 방법을 생각할 수 있다. 본 발명에서는 통전 가열 또는 유도 가열에 의한 열처리 방법이 좋다. 통전 가열 또는 유도 가열과 가스 버너나 전기 히터에 의한 가열과는 다음의 점으로 크게 다르다.
- [0066] 통전 가열은 용접 이음부에 전류를 흘려, 그 때 발생하는 줄열을 이용하여 가열하는 방법으로서, 유도 가열은 와전류를 발생시켜서, 그것을 이용하여 가열하는 방법으로, 열은 용접 이음부 내부에 발생한다. 한편, 가스 버너 등은 이음부 표면으로부터 열전도에 의하여 이음부 내부에 열이 전달된다. 본 발명이 대상으로 하고 있는 것은 구조적으로 기계적 또는 용접에 의한 후처리를 할 수 없는 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부의 피로이기 때문에, 열처리를 하는 경우에도, 가스 버너 등으로 직접 가열할 수 없다. 그 때문에, 저온 변태 용접 금속을 열처리로 오스테나이트로 재변태시키려면 열이 저온 변태 용접 금속에 전도할 때까지 계속 가열할 필요가 있다. 이때문에, 저온 변태 용접 금속뿐만 아니라, 그 주위의 부분도 상당히 가열되어 버린다. 이것은 열처리의 효율이 좋지 않을 뿐만 아니라, 열처리시에 큰 잔류응력을 새로 발생시켜버릴 위험이 있다는 것을 의미한다. 그에 대하여, 통전 가열이나 유도 가열은 내부 발열 때문에, 열이 전도하여 저온 변태 용접 금속까지 열이 전달되는 문제가 적고, 새로 잔류응력이 발생하는 문제는 가스 버너 가열 등의 경우보다 적다. 따라서, 본 발명에서는 통전 가열 또는 유도 가열을 이용하는 것이 바람직하다.
- [0067] [용접 금속(저온 변태)의 성분: 제1 용접 공정]
- [0068] 다음으로, 제1 용접 공정에서 사용하는 저온 변태하는 용접 금속의 성분을 한정한 이유에 대하여 설명한다.
- [0069] 본 발명에서는 저온 변태 용접 금속으로서 Ni를 주체로 한 성분계와, Cr 및 Ni의 양쪽을 모두 주체로 한 성분계를 제공하고 있다. 본 발명에서는 전자를 Ni계, 후자를 Cr-Ni계라고 부르기로 한다. 또한, 이하의 설명에 있어서, 각 원소의 함유량을 나타내는 「%」는 특히 지정하지 않는 한 「질량%」를 나타낸다.
- [0070] 「Ni계의 성분」
- [0071] 먼저, Ni계에 대하여, 그 성분 범위의 한정 이유에 대하여 설명한다.
- [0072] (C: 탄소) 0.01 내지 0.15%
- [0073] C는 그것을 철에 첨가함으로써 Ms 온도를 내리는 작용을 한다. 그러나, 그 한편으로, 과도한 첨가는 용접 금속의 인성 열화 및 용접 금속 균열의 문제를 일으키기 때문에, 그 상한을 0.15%로 하였다. 그러나, C를 첨가하지 않는 경우에는 마르텐사이트를 얻기 어렵고, 또한, 다른 고가의 원소만으로 잔류응력을 저감해야 하므로, 경제적이라고는 할 수 없다. C를 0.01% 이상 첨가하는 경우로 한정된 것은 염가의 원소인 C를 사용하여, 그 경제적인 이점을 얻을 수 있는 최저한의 값으로서 설정하였다. 또한, C의 상한은 용접 금속 균열의 관점에서, 더 좋기로는 0.10%로 설정하는 것이 좋다.
- [0074] (Si: 규소) 0.2 내지 0.8%
- [0075] Si는 탈산 원소로서 알려져 있다. Si는 용접 금속의 산소 레벨을 내리는 효과가 있다. 특히, 용접 시공 중에는 용접 중에 공기가 혼입될 위험성이 있기 때문에, Si량을 적절한 값으로 제어하는 것은 극히 중요하다. 먼저, Si의 하한에 대하여는, Si량이 0.2% 미만인 경우, 저온 변태 용접 재료의 Si량도 낮아지게 된다. 이 경우, 탈산 효과가 약해지고, 용접 금속 내의 산소 레벨이 너무 높아져서, 기계적 특성, 특히 인성의 열화를 일으킬 위험성이 있다. 그 때문에, 본 발명에서는 그 하한을 0.2%로 하였다. 한편, 과도한 Si 첨가도 인성 열화를 일으키기 때문에, 그 상한을 0.8%로 하였다.
- [0076] (Mn: 망간) 0.4 내지 2.0%
- [0077] Mn는 강도를 높이는 원소로서 알려져 있다. Mn의 하한 0.4%는 강도 확보라고 하는 효과를 얻을 수 있는 최저한의 값으로서 설정하였다. 한편, 과도한 첨가는 이 이상의 첨가를 하여도, 특히 피로 강도 향상을 기대할 수 없기 때문에, 상한을 2.0%로 설정하였다.
- [0078] (P: 인) 0.03% 이하
- [0079] (S: 유황) 0.02% 이하
- [0080] P 및 S는 본 발명에서는 불가피한 불순물이다. 그러나, 이들 원소는 용접 금속에 많이 존재하면, 인성이 열화하기 때문에, 그 상한을 각각 0.03%, 0.02%로 하였다.
- [0081] (Ni: 니켈) 7.0 내지 11.5%

- [0082] Ni는 단체로 오스테나이트, 즉, 면심 구조를 가진 금속이고, 용접 금속에 첨가함으로써, 오스테나이트의 상태를 더 안정적인 상태로 하는 원소이다. 철 그 자체는 고온역에서 오스테나이트 구조가 되고, 저온역에서 페라이트, 즉 체심 구조가 된다. Ni는 그것을 첨가함으로써, 철의 고온역에서의 면심 구조를 더 안정적인 구조로 하기 때문에, 첨가하지 않은 경우에 비하여, 더 저온도역에서도 면심 구조가 된다. 이것은 체심 구조로 변태하는 온도가 낮아지는 것을 의미한다. Ni의 하한 7.0%는 잔류응력 저감 효과가 나타나는 최저한의 첨가량이라는 의미로 결정하였다. Ni의 상한 11.5%는 잔류응력 저감의 관점에서는 더 이상 첨가하여도 별로 효과가 변하지 않는 이상, 그 이상 첨가하면 Ni가 고가라는 경제적으로 불리한 점이 생길 뿐만 아니라, 고온 균열의 위험성이 발생하기 때문이다. 또한, Ni의 하한은 확실히 피로 강도를 향상시키기 위하여, 더 좋기로는, 8.0%로 설정하는 것이 좋다.
- [0083] 이상이 본 발명에 있어서의 Ni계의 필수 성분에 대한 한정 이유이다
- [0084] 또한, Ni계에 대하여는 상기 필수 성분 이외에도, 필요에 따라서 이하의 성분을 선택적으로 첨가할 수 있다.
- [0085] (Cu: 구리) 0.05 내지 0.4%
- [0086] Cu는 용접 재료가 와이어인 경우에는, 그 와이어에 도금을 함으로써 통전성을 좋게 하는 효과가 있기 때문에, 용접 작업성을 개선하는데 유효한 원소이다. 그러나, 과도한 첨가는 작업성 개선의 효과가 포화하는 것, 그리고 와이어 제조 비용을 높이기 때문에 산업상으로도 좋지 않다. Cu의 상한 0.4%는 이와 같은 이유에 의하여 설정하였다. 한편, Cu의 하한 0.05%는 통전성을 좋게 하는 효과를 얻을 수 있는 최저한의 값으로서 설정하였다.
- [0087] (Nb: 니오브) 0.005 내지 0.1%
- [0088] Nb는 용접 금속 중에 있어서, C와 결합하여, 탄화물을 형성한다. Nb 탄화물은 소량으로 모재 및 용접 금속의 강도를 높이는 작용이 있고, 따라서, 유효 이용하는 것의 경제적인 이점이 크다. 그러나, 한편, 과도한 탄화물 형성은 과도한 석출 경화가 발생하기 때문에, 스스로 상한이 설정된다. Nb의 하한은 탄화물을 형성하게 하여 강도 증가 효과를 기대할 수 있는 최저의 값으로서 0.005%로 설정하였다. 또한, Nb의 상한은 강도 증가가 현저한 것에 의한 용접 균열의 문제, 그리고, 용접 균열의 문제를 회피할 수 있었다고 하더라도, 강도 증가 효과가 포화하기 때문에 0.1%로 하였다.
- [0089] (V: 바나듐) 0.01 내지 0.5%
- [0090] V도 Nb와 같은 기능을 하는 원소이다. 그러나, Nb와 달리, 동일한 석출 효과를 기대하려면 Nb보다 첨가량을 많이 할 필요가 있다. 이 때문에, V 첨가의 하한 0.01%는 첨가함으로써 석출 경화를 기대할 수 있는 최저 값으로서 설정하였다. 또한, V의 상한은 이보다 많이 첨가하면 석출 경화가 너무 현저해지고, 또한, 과도한 첨가를 하더라도, 피로 향상 효과의 관점에서는 개선이 포화하며, 또한, 과도한 석출 경화 때문에, 용접 균열의 문제가 발생하므로, 0.5%로 하였다.
- [0091] (Ti: 티타늄) 0.005 내지 0.1%
- [0092] Ti도 Nb, V 같이 탄화물을 형성하고 석출 경화를 일으킨다. 그러나, V의 석출 경화가 Nb의 그것과 다른 것처럼, Ti의 석출 경화도 또한 Nb, V와는 다르다. 그 때문에, Ti의 첨가량의 범위도 Nb, V와 다른 범위로 설정된다. Ti 첨가량의 하한인 0.005%는 그 효과를 기대할 수 있는 최저 값으로서, 또한, Ti의 상한인 0.1%는 이것을 초과하여 첨가하면, 피로 강도 향상 효과가 포화하고, 또한, 과도한 석출 효과에 의하여 균열의 문제도 발생하기 때문에, 이 값을 설정하였다.
- [0093] (Cr: 크롬) 0.1 내지 3.0%
- [0094] Cr는 Nb, V, Ti와 마찬가지로, 석출 경화 원소이다. 또한, Cr는 Ms 온도를 저감하는 효과도 겸비하므로, 유효하게 활용하여야 할 원소이다. 그러나, 본 발명에 있어서의 저온 변태 용접 금속은 주로 Ni 첨가에 의하여 Ms 온도의 저감을 달성하고 있기 때문에, Cr 첨가량은 Ni보다 적게 하여야 한다. 과도한 Cr 첨가는 반드시 잔류응력 저감 효과를 향상시키는 것은 아니며, 또한, Cr이 고가이기 때문에 산업상 좋지 않다. Cr 첨가량의 하한 0.1%는 이것을 첨가하여 잔류응력 저감 효과를 얻을 수 있는 최저한의 값으로서 설정하였다. 또한, Cr 첨가량의 상한 3.0%는 Ni계에 대하여는 Ms 온도가 Ni 첨가에 의하여, 이미 저감되어 있는 것, 다른 석출 원소에 의하여 강도도 확보되고 있는 것을 감안하여, 더 이상 첨가하여도 잔류응력 저감 효과가 크게 변하지 않게 되는 것으로부터 설정하였다.
- [0095] (Mo: 몰리브덴) 0.1 내지 2.0%

- [0096] Mo도 Cr 같은 효과를 가지는 원소이다. 그러나, Mo는 Cr 이상으로 석출 경화를 기대할 수 있는 원소이다. 그 때문에, 첨가 범위는 Cr보다 좁게 설정하였다. 하한인 0.1%는 Mo 첨가의 효과를 기대할 수 있는 최저 값으로서 설정하였다. 또한, Mo의 상한인 2.0%는 더 이상 첨가하여도, 피로 강도 향상 정도가 포화하기 때문에 설정하였다.
- [0097] 이상이 본 발명의 Ni계에 있어서의 성분 한정 이유이다. 또한, Ni계에 대하여는 변태 개시 온도를 주로 Ni로 달성하고 있기 때문에, 고온 균열 방지의 관점에서는 Ni계 저온 변태 용접 금속의 변태 개시 온도의 하한을 200 °C로 설정하는 것이 좋다.
- [0098] 「Cr-Ni계의 성분」, 다음으로 Cr-Ni계에 대하여, 그 성분 범위의 한정 이유에 대하여 설명한다.
- [0099] (C: 탄소) 0.005 내지 0.10%
- [0100] C는 그것을 철에 첨가함으로써 Ms 온도를 내리는 작용을 한다. 그러나, 그 한편으로, 과도한 첨가는 용접 균열의 문제나 인성 열화의 문제를 일으키고, 또한, 본 발명에 있어서의 Cr-Ni계에서는 Cr 및 Ni 첨가로 Mn 온도를 상당히 내리고 있으므로, C의 상한은 Ni계보다 낮게 설정하여야 한다. 이 때문에, Cr-Ni계에 있어서의 C의 상한은 고온 균열 방지 및 인성의 관점에서, 그 상한을 0.10%로 하였다. 그러나, C를 첨가하지 않은 경우에는 마르텐사이트를 얻기 어렵고, 또한, 다른 고가의 원소만으로 잔류응력을 저감하여야 하기 때문에 경제적이라 할 수 없다. C를 0.005% 이상 첨가하는 경우로 한정하는 것은 염가의 원소인 C를 사용하여, 그 경제적 이점을 얻을 수 있는 최저한의 값으로서 설정하였다.
- [0101] (Si: 규소) 0.1 내지 0.7%
- [0102] Si는 탈산 원소로서 알려져 있다. 특히, 용접 금속에서는 용접 중에 공기가 혼입될 위험성이 있기 때문에, Si량을 적절한 값으로 제어하는 것은 매우 중요하다. 먼저, Si의 하한에 대하여, 저온 변태 용접 금속의 Si량이 0.1%에 못 미친 경우, 저온 변태 용접 재료의 Si량도 그만큼 낮은 것을 의미하고, 탈산 효과가 약해져서, 저온 변태 용접 금속 중의 산소 레벨이 너무 높아지기 때문에 기계적 특성, 특히 인성의 열화를 일으킬 위험성이 있다. 그 때문에, 저온 변태 용접 금속의 Si량의 하한을 0.1%로 하였다. 또한, Si는 탈산 효과 이외에도, 용접시의 작업성을 개선하는 효과가 있으므로, Si의 하한은 0.30%로 하는 것이 더 좋다. 한편, 0.7%를 초과하여 Si 첨가를 하여도, 작업성 개선 효과는 포화하므로, 그 상한을 0.7%로 하였다.
- [0103] (Mn: 망간) 0.1 내지 2.0%
- [0104] Mn는 일반적으로는 강도를 높이는 원소로서 사용되지만, 본 발명에 있어서의 Cr-Ni계에서는 Cr 등에 의하여, 그 효과는 이미 얻어졌다. 그 때문에, Mn의 첨가는 Si와 마찬가지로, 주로 탈산 효과를 목적으로 한다. Mn의 하한 0.1%는 탈산 효과를 얻을 수 있는 최저한의 값으로서 설정하였다. 한편, 상한인 2.0%는 더 이상의 첨가를 하여도 탈산 효과의 정도가 포화하기 때문에, 상한을 2.0%로 설정하였다.
- [0105] (P: 인) 0.03% 이하
- [0106] (S: 유황) 0.02% 이하
- [0107] P 및 S는 본 발명에서는 불가피한 불순물이다. 그러나, 이들 원소는 모재 및 용접 금속에 많이 존재하면, 인성이 열화하기 때문에, 그 상한을 각각 0.03%, 0.02%로 하였다.
- [0108] (Ni: 니켈) 4.0 내지 8.0%
- [0109] Ni는 단체로 오스테나이트 즉, 면심 구조를 가진 금속이다. 철 그 자체는 고온역에서 오스테나이트 구조가 되고, 저온역에서 페라이트, 즉, 체심 구조가 된다. Ni는 그것을 첨가함으로써, 철의 고온역에 있어서의 면심 구조를 더 안정적인 구조로 하기 때문에, 첨가하지 않는 경우에 비하여, 더 저온역에 있어서도 면심 구조가 된다. 이것은 체심 구조로 변태하는 온도가 낮아지는 것을 의미한다. 또한, Ni는 그것을 첨가함으로써 용접 금속의 인성을 개선하는 효과를 가진다. Cr-Ni계 저온 변태 용접 금속에 있어서의 Ni 첨가량의 하한 4.0%는 잔류응력 저감 효과가 나타나는 최저한의 첨가량 및 인성 확보의 관점에서 결정하였다. Ni 첨가량의 상한 8.0%는 Cr계 용접 와이어에 있어서는, 다음에 설명하는 Cr의 첨가에 의하여 어느 정도 Ms 온도가 저감되고 있는 것 및 잔류응력 저감의 관점에서는 더 이상 첨가하여도 크게 효과가 변하지 않는 이상, 더 이상 첨가하면 Ni가 고가라는 경제적으로 불리한 점이 생기기 때문에, 이 값을 설정하였다.
- [0110] (Cr: 크롬) 8.0 내지 15.0%

- [0111] Cr는 Ni와 달리, 페라이트 형성제이다. 그러나, Cr는 그것을 철에 첨가하면, 고온도역에서는 페라이트이지만, 중간 온도역에서는 오스테나이트를 형성하고, 한층 더 온도가 낮아지면 다시 페라이트를 형성한다. 실제로는 낮은 온도측의 페라이트는 일반적으로 얻어지지 않고, 마르텐사이트를 얻게 된다. 이것은 Cr을 첨가하는 것의 이점이 담금질성의 증가인 것이 원인이다. 즉, Cr을 첨가하는 것에 의한 마르텐사이트 변태는 담금질성이 증가하는 것에 의한 페라이트 변태가 발생하지 않는 점과, Ms 온도 그 자체가 낮아진다고 하는 두 가지의 점이 존재한다. 이들 양쪽 모두의 효과를 만족하면서, 잔류응력을 저감하기 위한 변태 팽창을 유효 이용하는 Cr 첨가 범위로 하여 8.0%를 설정하였다. 또한, Cr의 상한 15.0%는 이것을 초과하는 양을 첨가하면 변태 온도가 너무 낮아져서, 변태 팽창량이 적어지기 때문에, 피로 강도 향상 효과가 감소하는 경향이 있어서, 이 값을 설정하였다.
- [0112] 이상이 본 발명에 있어서의 Cr-Ni계의 필수 성분의 한정 이유이다.
- [0113] 본 발명에 있어서의 Cr-Ni계에는 이하의 원소를 선택적으로 첨가할 수 있다. 이하의 성분을 첨가하는 목적은 반드시 피로 강도 향상을 목적으로 한 것은 아니지만, 첨가할지 여부의 판단은 용접 관계자라면 용이하게 판단할 수 있다.
- [0114] (Cu: 구리) 0.05 내지 0.4%
- [0115] Cu는 저온 변태 용접 재료가 와이어인 경우, 그것에 도금을 함으로써 통전성을 좋게 하는 효과가 있기 때문에, 용접 작업성을 개선하는데 유효한 원소이다. Cu의 하한 0.05%는 저온 변태 용접 금속 중의 Cu가 그 미만인 경우, 와이어에 도금된 Cu의 양도 그만큼 낮아지게 되고, 통전성 증가에 의한 작업성 개선을 위하여 필요한 최저한의 값으로서 설정하였다. 그러나, Cu의 과도한 첨가는 작업성 개선의 효과가 없을 뿐만 아니라, 와이어 제조 비용을 올리기 때문에, 산업상으로도 좋지 않다. Cu의 상한 0.4%는 이러한 이유에 의하여 설정하였다. 또한, 저온 변태 용접 재료가 수봉인 경우, Cu를 도금하는 것은 특별히 필요하지는 않다. 저온 변태 용접 재료에 Cu를 첨가할지 여부는, 본 발명에서는 Cu가 선택 원소이기 때문에, 피로 강도 향상 대책만이 아니라, 작업성의 관점에서 선택하여도 좋고, 용접 관계자라면, Cu를 첨가하여야 할 것인지 여부는 용이하게 판단할 수 있다.
- [0116] (Nb: 니오브) 0.005 내지 0.1%
- [0117] Nb는 용접 금속 중에 있어서 C와 결합하여 탄화물을 형성한다. Nb 탄화물은 소량으로 용접 금속의 강도를 높이는 작용이 있고, 따라서, 유효하게 이용할 경우의 경제적인 이점이 크다. 그러나, 한편, 과도하게 탄화물이 형성되면 강도가 너무 높아져서 용접 균열의 문제나 인성 열화가 발생하기 때문에, 저절로 상한이 설정된다. Nb의 하한은 탄화물을 형성하게 하여 강도 증가 효과를 기대할 수 있는 최저 값으로서 0.005%로 설정하였다. 또한, Nb의 상한은 균열의 문제를 방지하고, 인성 열화에 의한 용접부의 신뢰성이 손상되지 않는 값으로서 0.1%로 하였다.
- [0118] (V: 바나듐) 0.05 내지 0.5%
- [0119] V도 Nb와 같은 기능을 하는 원소이다. 그러나, Nb와 달리, 동일한 석출 효과를 기대하려면 Nb보다 첨가량을 많이 할 필요가 있다. V 첨가의 하한 0.01%는 첨가함으로써 석출 경화를 기대할 수 있는 최저 값으로서 설정하였다. V의 상한을 설정한 이유는 Nb의 경우와 같고, 이보다 많이 첨가하면, 석출 경화가 너무 현저하게 되어 인성 열화를 일으키고, 과도한 경화에 의하여 용접 균열을 일으킨다고 하는 관점에서, 상한을 0.5%로 하였다.
- [0120] (Ti: 티타늄) 0.005 내지 0.1%
- [0121] Ti도 Nb, V와 같이, 탄화물을 형성하여 석출 경화를 일으키게 한다. 그러나, V의 석출 경화가 Nb의 그것과 달랐던 것처럼, Ti의 석출 경화도 또한, Nb, V와는 다르다. 따라서, Ti의 첨가량의 범위도 Nb, V와 다른 범위가 설정된다. Ti 첨가량의 하한 0.005%는 그 효과를 기대할 수 있는 최저 값으로서, 그리고 상한의 0.1%는 인성 열화나 과도한 강에 의한 용접 균열을 방지하는 관점에서 결정하였다.
- [0122] (Mo: 몰리브덴) 0.1 내지 2.0%
- [0123] Mo도 Nb, V, Ti 같이 석출 경화를 기대할 수 있는 원소이다. 그러나, Mo는 Nb, V, Ti와 동등한 효과를 얻으면 Nb, V, Ti 이상으로 첨가할 필요가 있다. Mo 첨가량의 하한 0.1%는 석출 경화에 의한 항복 강도 증가를 기대할 수 있는 최저 값으로서 설정하였다. 또한, Mo의 상한인 2.0%는 더 이상 첨가하여도, 피로 강도 향상 정도가 포화하기 때문에, 이 값을 설정하였다.
- [0124] 「피로 강도를 향상시키기 위한 후처리」
- [0125] 다음으로, 용접을 실시한 측의 안쪽 용접 지단부에 대한 피로 강도 향상 대책법을 한정된 이유에 대하여 설명

한다.

- [0126] 본 발명은 기계적인 처리 등에 의한 피로 강도 향상 대책을 실시할 수 없는 안쪽 용접 지단부나 뿌리부의 피로 강도 향상 방법에 관한 것이다. 그 때문에, 용접을 실시한 측의 용접 지단부는 반드시 본 발명의 대상이 되는 것은 아니다. 그러나, 피로 균열은 어느 부위의 피로 강도를 향상시킬 수 있게 되면, 다른 부위의 피로 강도가 이음부 전체의 피로 강도를 결정하게 된다. 그 때문에, 본 발명자들은 기계적 또는 용접에 의한 후처리로 피로 강도 향상 대책을 실시할 수 없는 쪽의 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부의 피로 강도를 향상시킨 후에, 또한 반대 측의 용접 지단부의 피로 강도 향상 대책을 제공하는 것은 산업상 의의가 있는 것이라고 생각하였다.
- [0127] 피로 강도 향상 대책은 크게 나누어, 잔류응력을 저감하는 방법과 응력 집중을 완화하는 방법으로 대별된다. 잔류응력을 저감하는 방법의 일례로서 구조물 전체를 균일하게 가열하고, 그 후, 서서히 냉각하는 방법이 있다. 그러나, 이 방법에서는 모처럼 저온 변태 용접 금속에 의하여 도입된 압축 잔류응력이 소실되어 버리므로, 피로 강도 향상 대책이라 하더라도, 무제한으로 적용할 수 없다. 본 발명에서는 저온 변태 용접 금속이 도입한 잔류응력에 영향을 주지 않는 피로 강도 향상 대책으로 한정할 필요가 있다.
- [0128] 본 발명에 있어서는 제2 용접 공정에 있어서 형성되는 용접을 실시한 측의 용접 비드의 양측의 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 한쪽 또는 양쪽 모두(도 1, 2 중의 부호 22a, 22b, 42a, 42b를 참조)에 대하여, 그라인더 처리 등의 기계 가공에 의한 후처리를 실시함으로써, 이 후처리를 실시한 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 형상을 용접 상태보다 매끄럽게 가공하는 기계적인 후처리를 하는 방법으로 할 수 있다.
- [0129] 그라인더 처리 등에 의한 기계 가공에 의한 후처리로, 용접 지단부를 용접 상태보다 매끄럽게 가공하는 방법은 응력 집중을 완화하는 방법으로, 저온 변태 용접 금속이 도입한 잔류응력에 영향을 그다지 주지 않기 때문에, 본 발명이 대상으로 하고 있는 이음부에 적용하는 피로 강도 향상 방법으로서 바람직한 방법이다.
- [0130] 또한, 본 발명에서는 용접을 실시한 측의 용접 비드의 양측의 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 한쪽 또는 양쪽 모두에 대해서, 쇼트 피닝, 초음파 피닝, 에어 피닝 등의 피닝 처리에 의한 후처리를 실시함으로써, 이 후처리를 실시한 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 형상을 용접 상태보다 매끄럽게 가공하는 동시에, 바깥쪽 용접 지단부(22(42))에 대하여 압축 잔류응력을 도입하는 기계적인 후처리를 하는 방법으로 할 수 있다.
- [0131] 초음파 피닝 등의 피닝 처리의 후처리에 의한 피로 강도 향상 대책은 응력 집중을 완화하는 효과에 추가하여, 처리한 부분에 압축의 잔류응력을 도입하기 때문에, 피로 향상 효과는 일반적으로 그라인더 처리의 경우보다 크다. 또한, 저온 변태 용접 금속이 도입한 잔류응력에 영향을 그다지 주지 않기 때문에, 본 발명이 대상으로 하고 있는 이음부에 적용하는 피로 강도 향상 방법으로서 바람직한 방법이다.
- [0132] 또한, 본 발명에서는 용접 비드의 양측의 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 한쪽 또는 양쪽 모두에 대하여, 용가재를 사용하지 않는 TIG 용접(용가재 미사용 TIG 용접)을 실시함으로써, 이 TIG 용접을 실시한 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 형상을 용접 상태보다 매끄럽게 가공하는 용접에 의한 후처리를 하는 방법으로 할 수 있다.
- [0133] 용가재 미사용 TIG 용접은 용접 재료를 사용하지 않고, 용접 아크 열로 이음부 표면을 재용해시켜, 용접 지단부 등의 응력 집중을 완화시키는 방법이다. 일반적으로, 용접 이음부에 열을 가하는 방법은 저온 변태 용접 금속에 의하여 도입된 압축 잔류응력을 소실시켜 버릴 가능성이 있기 때문에, 그 사용에는 주의가 필요하다. 그러나, 용가재 미사용 TIG 용접은 열을 가하는 방법이지만, 소입열로 충분한 응력 집중의 완화를 달성할 수 있기 때문에, 본 발명이 대상으로 하고 있는 이음부에 적용 가능한 바람직한 방법이다. 또한, 본 발명에 있어서의 열처리형의 피로 강도 향상 방법에 있어서, 이 방법을 적용하는 경우에는 열처리 전에 용가재 미사용 TIG 용접을 실시하면, 저온 변태 용접 금속에 의하여 도입되는 압축 잔류응력의 소실의 문제는 완전히 없어지므로, 열처리형의 경우에는 열처리 전에 용가재 미사용 TIG 용접에 의한 처리를 하는 것이 좋다.
- [0134] 또한, 본 발명에서는 용접 비드의 양측의 바깥쪽 용접 지단부(22(42))의 한쪽 또는 양쪽 모두에 대하여, 제1 용접 공정에 있어서 사용되는 용접 금속과 동등한 성분 및 변태 개시 온도로 된 용접 금속인 용접 비드(화장 비드)를 형성하는 후처리를 실시함으로써, 이 후처리를 실시한 바깥쪽 용접 지단부(22(42))에 대하여 압축 잔류응력을 도입하는 용접에 의한 후처리를 하는 방법을 채용할 수 있다.
- [0135] 제1의 용접 공정에 있어서의 저온 변태 용접 금속을 형성한 것과 동일한 용접 재료를 사용하여, 용접을 실시한 측의 용접 지단부에 대하여 화장 비드를 형성하는 방법은 용접 양이 적고, 용접 이음부에 대하여 투여하는 열량을 낮게 억제할 수 있기 때문에, 본 발명이 대상으로 하고 있는 이음부에 적용할 수 있는 바람직한 방법이다. 그러나, 이 방법은 잔류응력을 제어하는 방법이고, 한편, 동일한 열을 이음부에게 가하는 상기 용가재 미사용 TIG 용접 방법은 응력 집중을 완화시키는 방법으로, 피로 강도 향상의 수법이 다르다. 그 때문에, 본 발명에 있

어서의 열처리형의 피로 강도 향상 방법에서는 용가재 미사용 TIG 용접 방법은 열처리 전, 열처리 후, 언제라도 실시 가능하지만, 화장 비드를 형성시키는 방법은 열처리 후에 실시할 필요가 있다. 열처리 전에 화장 비드를 형성시키면, 열처리시에 화장 비드가 형성한 압축 잔류응력이 소실되어 버리기 때문이다. 만약, 열처리전에 화장 비드를 형성시키는 경우는, 열처리시에 제1 용접 공정시에 형성한 저온 변태 용접 금속과 화장 비드의 용접 금속 두 가지를 모두 오스테나이트까지 재변태시키는 열처리 조건을 설정할 필요가 있는데, 이 경우, 가열 폭이 넓어지기 때문에, 열처리에 의한 잔류응력이나, 변형이 도입될 위험성이 있다. 그 때문에, 본 발명에서는 열처리형의 피로 강도 향상 방법을 채용하는 경우, 화장 비드는 열처리 후에 실시하는 것이 좋다.

[0136] 이상 설명한 바와 같이, 본 발명의 용접 이음부의 제조 방법에 의하면, 용접 이음부의 구조상, 또는 용접 구조물의 구조상의 문제로부터, 기계적 또는 용접에 의한 후처리를 할 수 없는 구조의 직접 기계적 처리를 실시할 수 없는 안쪽 용접 지단부 또는 뿌리부가 존재하는 경우에도, 용접 이음부의 피로 강도 향상을 도모할 수 있는 동시에, 용접 구조물 전체의 수명을 향상할 수 있고, 또는 이미 설치된 용접 구조물에 대하여는 보수를 함으로써 용접 구조물의 수명을 연장할 수 있어 산업상의 의의는 극히 크다.

[0137] 실시예

[0138] 이하, 본 발명에 관한 용접 이음부의 제조 방법의 실시예를 들어 본 발명을 더 구체적으로 설명하지만, 본 발명은 원래 아래의 실시예에 한정되는 것이 아니며, 전술한, 그리고 후술하는 취지에 적합한 범위에서 적당하게 변경을 가하여 실시하는 것도 가능하고, 그것들은 모두 본 발명의 기술적 범위에 포함되는 것이다.

[0139] [실시예 1]

[0140] 실시예 1은 비가열형의 피로 강도 향상 대책의 실시예이다.

[0141] 먼저, 한쪽으로부터의 용접밖에 할 수 없는 구조물로서 도 4에 도시하는 구조체를 용접으로 조립하였다. 그 때의 용접부의 모습은 도 5에 도시하는 상태이었다. 비가열형의 경우, 용접 패스 수는 2 패스로 한정되어 있기 때문에, 도 4에 있어서의 상부의 판 두께는 6 mm로 설정하였다. 또한, 도 5의 이음부를 제작하기 위하여, 여러 가지 용접 재료를 시작(試作)하고, 먼저, 제1 용접 공정으로서 도 5에 도시하는 기계적인 피로 향상 대책을 실시할 수 없는 쪽의 안쪽 용접 지단부에 비드를 형성시켰다. 그 후, 제2 용접 공정으로서 2 패스째의 용접 비드(바깥쪽 용접 지단부)를 제작하였다.

[0142] 사용한 용접 방법은 손 용접(SMAW), 탄산 가스 용접(GMAW)의 2 종류로, 그 때의 용접 조건은 이하와 같다.

[0143] 1 패스째 SMAW; 130A-23V-14cm/분

[0144] 2 패스째 SMAW; 140 내지 190A-25 내지 30V

[0145] 1 패스째 GMAW; 200A-27V-23cm/분

[0146] 2 패스째 GMAW; 250A-31V-18.5cm/분

[0147] 또한, 2 패스째의 SMAW의 용접 조건에 관하여는 재변태하였을 경우나 하지 않은 경우, 또한 미용융 부분이 남아 있지 않거나 또는 미용융부의 일부 밖에 오스테나이트로 변태하지 않은 실시예도 제작하기 위하여, 입열량을 변경할 목적으로, 상기와 같은 범위의 전류 및 전압을 선택하고, 용접 속도를 한층 더 제어하여 입열량을 변화시키도록 하였다. 아래에 개시된 실시예의 표에서는 2 패스째 SMAW에 관하여서는 입열량을 기재하고 있다. 또한, 2 패스째 용접 재료에 대하여는 1 패스와 동일한 용접 재료를 사용한 경우와 통상의 용접 재료, 즉, 강도 레벨이 490 MPa에서 780 MPa의 범위인 용접 재료를 선택한 경우가 있다. 어느 경우에도, 용접 조건은 상기 조건을 채용하였다. 또한, 2 패스째의 용접 조건은 1 패스째에 형성된 용접 금속에 열 영향을 미치고, 오스테나이트로 재변태시키는 것이 목적이기 때문에, 이것을 달성하기만 하면 상기 용접 조건에 한정되는 것은 아니다. 또한, 통상 용접 재료로서는, 그 성분(용착 금속 성분)이 이하와 같은 것을 사용하였다.

[0148] 490 MPa급 SMAW; C: 0.07%, Si: 0.62%, Mn: 1.2%, P: 0.011%, S: 0.006%

[0149] 490 MPa급 GMAW; C: 0.10%, Si: 0.52%, Mn: 1.2%, P: 0.010%, S: 0.008%

[0150] 590 MPa급 SMAW; C: 0.07%, Si: 0.40%, Mn: 1.2%, P: 0.011%, S: 0.006%, Ni: 0.76%, Mo: 0.23%

[0151] 590 MPa급 GMAW; C: 0.07%, Si: 0.38%, Mn: 1.4%, P: 0.005%, S: 0.008%, Mo: 0.35%

[0152] 780 MPa급 SMAW; C: 0.05%, Si: 0.44%, Mn: 1.4%, P: 0.011%, S: 0.008%, Ni: 2.56%, Mo: 0.51%, Cr: 0.18%

- [0153] 780 MPa급 GMAW; C: 0.07%, Si: 0.54%, Mn: 1.3%, P: 0.006%, S: 0.007%, Ni: 2.26%, Mo: 0.48%
- [0154] 이 때의 용접 재료로서는, 제1 용접 공정과 동일한 용접 재료를 사용한 경우나, 590 MPa급의 용접 재료를 사용한 경우 등, 여러 가지의 것을 사용하였다. 그리고, 이와 같은 용접 이음부를 몇개 제작하고, 그 중의 일부는 제1 용접 공정에서 제작된 용접 금속의 성분 분석, 변태 개시 온도 측정, 미세 구조 관찰에 의한 오스테나이트까지의 재변태의 판단에 사용하고, 나머지는 피로 시험용의 시험체로 하였다.
- [0155] 도 6은 피로 시험을 실시하였을 때의 하중 부하 방향을 나타낸 모식도이며, 도 6 중의 화살표가 하중 부하 방향을 나타낸다. 피로 시험은 4점 굽곡 시험으로 실시하고, 피로 하중은 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 안쪽 용접 지단부에 변형 게이지를 부착하여 측정하였다. 또한, 변형 게이지를 부착할 수 있었던 것은 시험체이기 때문인데, 실제의 용접 구조물의 경우에는 변형 게이지로 응력을 측정하기는 어렵다고 생각된다.
- [0156] 아래 표 1은 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 성분 및 변태 개시 온도의 측정 결과이다. 용접 금속 성분은 용접 후, 형성된 용접 금속으로부터 직접 성분 분석용 시험편을 채취함으로써 측정하였다. 또한, 변태 개시 온도는 용접 후 형성된 용접 금속으로부터 포마스터 시험을 채취하여 변태 개시 온도를 측정한 결과를 보여준다. 즉, 용접 금속으로부터 환봉 형상의 시험편을 채취하고, 가열 냉각을 실시하고, 각각의 온도에 있어서의 시험편 길이를 측정함으로써 용접 금속의 팽창 수축을 측정하여, 이에 의하여 변태 개시 온도를 결정하였다. 표 1 중에서, 번호 1 내지 14는 용접 금속 성분이나 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내에 있는 것이다. 본 발명은 피로 강도의 향상 방법에 관한 것이기 때문에, 용접 금속 성분과 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내에 있는 것만으로는 반드시 본 발명예가 되는 것은 아니다. 그러나, 참고로, 아래 표 1에서는 성분 및 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내에 있는 것을 본 발명예라고 기재하였다. 아래 표 1의 번호 1 내지 14의 성분을 보면 알 수 있는 바와 같이, 아래 표 1에 나타낸 용접 금속의 성분은 본 발명에 있어서의 Ni계의 성분에 관하여이다.
- [0157] 또한, 아래 표 1 중에서, 번호 51 내지 59는 본 발명의 범위 밖의 것이지만, 일부 변태 개시 온도가 기재되지 않은 것이 있다. 이들은 용접 금속에 균열이 발생하였기 때문에, 변태 개시 온도는 균열이 발생하지 않은 부분을 선택하여 시험편을 채취하여 측정하였다. 번호 51은 C가 0.20%로 본 발명의 범위를 넘어서 용접 균열(고온 균열)이 발생하였다. 번호 52는 Ni가 본 발명의 범위 밖이며, 번호 51과 마찬가지로 용접 균열이 발생하였다. 번호 56은 Nb가 본 발명의 범위 밖이며, 강도가 너무 높아지기 때문에 용접 균열(저온 균열)이 발생하였다. 번호 57은 V가 본 발명의 범위 밖의 것이며, 번호 56과 마찬가지로, 용접 균열이 발생하였다. 번호 59는 Ti가 본 발명의 범위 밖의 것이며, 번호 56, 57과 마찬가지로, 용접 균열이 발생하였다. 번호 59는 Si가 본 발명의 범위 밖의 것이며, 용접 균열은 발생하지 않았지만, 탈산 부족 때문에 결함이 발생하였다.
- [0158] 본 발명의 범위 내인 번호 1 내지 14는 균열이나 결함이 발생하지 않고, 또한, 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내에 있었던 것이다. 또한, 비교예의 번호 53, 54, 55, 58은 균열 등의 문제는 없었지만, 성분이 본 발명의 범위 밖이며, 그 때문에, 변태 개시 온도는 본 발명의 범위 밖의 것이다. 이들의 평가는 피로 시험의 결과로부터 판단하여야 한다.

표 1

번호	제 1의 용접 공정에 있어서의 용접 금속의 화학 성분 (질량%)													변태 개시 온도 (°C)	비고
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Cu	Ti			
1	0.02	0.30	1.8	0.012	0.008	11.3								307	본 발명에
2	0.14	0.70	0.43	0.010	0.006	7.2								347	본 발명에
3	0.10	0.55	1.85	0.011	0.009	8.3								330	본 발명에
4	0.05	0.45	0.85	0.009	0.005	9.3	2.5							304	본 발명에
5	0.03	0.52	0.53	0.009	0.005	8.1		1.8						368	본 발명에
6	0.04	0.48	0.65	0.010	0.006	10.9			0.018					313	본 발명에
7	0.05	0.45	0.84	0.009	0.005	9.3				0.4				355	본 발명에
8	0.12	0.25	1.25	0.011	0.012	8.2					0.26			336	본 발명에
9	0.05	0.68	1.35	0.012	0.006	9.3						0.015		340	본 발명에
10	0.08	0.51	1.21	0.009	0.005	8.8	0.5	0.4						320	본 발명에
11	0.07	0.49	0.73	0.010	0.007	10.5	0.3	0.2	0.007		0.35			289	본 발명에
12	0.04	0.32	0.45	0.016	0.008	11.2	1	0.45	0.012	0.25	0.22	0.022		281	본 발명에
13	0.05	0.45	0.8	0.009	0.006	9.3	2.5							305	본 발명에
14	0.13	0.45	1.35	0.010	0.005	10.8	0.8	0.2						215	본 발명에
51	0.20	0.44	0.85	0.018	0.009	11.3								171	비교예 (균열 발생)
52	0.14	0.59	0.59	0.011	0.008	13.4								150	비교예 (균열 발생)
53	0.13	0.35	1.35	0.019	0.007	10.5	8.5							79	비교예
54	0.02	0.48	0.55	0.016	0.010	6.8								461	비교예
55	0.15	0.34	1.82	0.019	0.008	11.5	4.5							105	비교예
56	0.15	0.70	1.85	0.017	0.012	11.3		0.8	0.18					168	비교예 (균열 발생)
57	0.14	0.65	1.65	0.018	0.007	10.9	0.3	1.5		0.77				172	비교예 (균열 발생)
58	0.005	0.45	0.45	0.015	0.009	8.1								434	비교예
59	0.15	0.53	1.33	0.021	0.018	11.4	0.75	1.3			0.30			153	비교예 (균열 발생)
60	0.15	0.06	0.63	0.014	0.008	11.2	0.92	1.9	0.04		0.2			167	비교예 (결함 발생)

[0159]

[0160]

아래 표 2에는 표 1과 마찬가지로, 도 4에 도시하는 시험체를, 도 5에 도시하는 용접 이음부로 제작하였을 때의, 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 성분 및 변태 개시 온도를 나타내었다. 또한, 도 4, 5에서는 좌우에 용접 이음부가 존재하지만, 동일한 용접 조건으로 이음부를 제작하였다. 아래 표 2에 있어서, 번호 101 내지 116은 본 발명의 범위 내에 있는 용접 금속이지만, 표 1과 마찬가지로, 본 발명은 피로 강도의 향상 방법에 관한 것이기 때문에, 용접 금속 성분과 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내에 있다는 것만으로 반드시 본 발명이 되는 것은 아니다. 그러나, 참고용으로, 아래 표 2에서도, 성분 및 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내에 있는 것을 본 발명예라고 기재하고 있다. 또한, 번호 151 내지 162는 본 발명에 있어서의 비교예이다. 이 중, 번호 152, 155, 160, 161, 162는 용접 금속에 균열이나 결함이 발생한 예이며, 변태 개시 온도는 균열이 발생하고 있지 않는 용접 금속 부분을 선택하여 측정하였다. 그 밖의 비교예는 균열 등이 발생하지 않았지만, 용접 금

속의 성분이 본 발명의 범위 밖이기 때문에, 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 밖의 것이 되었다.

표 2

번호	제 1의 용접 금속에 있어서의 용접 금속의 화학 성분 (질량%)											변태 개시 온도 (°C)	비고	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Cu			Ti
101	0.02	0.30	1.12	0.012	0.008	4.5	8.5						333	본 발명에
102	0.04	0.45	1.23	0.010	0.006	5.3	12.5						234	본 발명에
103	0.03	0.51	0.78	0.011	0.009	4.1	14.3						248	본 발명에
104	0.01	0.25	0.44	0.009	0.005	4.5	13.6						279	본 발명에
105	0.05	0.52	0.83	0.009	0.005	7.5	8.5						239	본 발명에
106	0.03	0.48	0.65	0.010	0.006	6.3	12.2						223	본 발명에
107	0.09	0.24	0.48	0.009	0.005	5.3	8.3						296	본 발명에
108	0.04	0.36	1.36	0.011	0.009	5.9	10.7	1.8					210	본 발명에
109	0.02	0.13	0.58	0.012	0.011	5.3	12.7		0.07				265	본 발명에
110	0.03	0.35	0.76	0.012	0.009	4.8	13.3			0.35			252	본 발명에
111	0.04	0.35	0.89	0.016	0.007	5.9	10.8				0.25		257	본 발명에
112	0.03	0.72	0.25	0.016	0.008	4.8	12.0					0.08	272	본 발명에
113	0.07	0.45	1.23	0.009	0.006	5.3	10.5	0.5	0.03	0.21	0.22	0.04	239	본 발명에
114	0.03	0.41	1.03	0.010	0.005	7.2	12.2	0.4			0.20		182	본 발명에
115	0.05	0.50	0.88	0.014	0.007	5.5	10.4		0.08	0.31			264	본 발명에
116	0.04	0.58	0.73	0.017	0.006	4.9	12.3	0.4			0.20	0.07	244	본 발명에
151	0.14	0.45	1.69	0.009	0.005	7.1	12.4						93	비교에
152	0.20	0.43	1.77	0.009	0.005	6.6	11.4						81	비교에 (균열 발생)
153	0.03	0.35	0.45	0.019	0.015	6.5	2.5						419	비교에
154	0.02	0.45	0.55	0.019	0.015	3.0	8.4						415	비교에
155	0.09	0.58	1.51	0.019	0.017	5.8	12.8		0.28				161	비교에 (균열 발생)
156	0.05	0.51	1.12	0.019	0.008	7.5	16.8						69	비교에
157	0.11	0.55	1.82	0.019	0.010	7.8	14.4						49	비교에
158	0.01	0.48	0.25	0.019	0.009	4.0	8.0						402	비교에
159	0.003	0.67	0.88	0.019	0.013	4.1	8.2						489	비교에
160	0.06	0.06	0.88	0.019	0.011	7.1	13.2						165	비교에 (결핵 발생)
161	0.05	0.25	1.91	0.018	0.008	5.7	14.8		0.85				166	비교에 (균열 발생)
162	0.09	0.33	1.70	0.014	0.009	4.9	14.2				0.26		171	비교에 (균열 발생)

[0161]

[0162]

아래 표 3은 표 1 및 표 2에 나타내는 성분계의 용접 금속을 제1 용접 공정에서 형성하고, 도 6에 도시하는 피로 하중을 가하였을 때의 피로 강도를 나타내고 있다. 이 때의 피로 강도는 200 만회 피로 하중을 가하였을 때에도 파단하지 않는 응력 범위로서 결정하였다. 또한, 응력 범위는 1 패스체의 용접으로 형성된 용접 금속층의 근방에 피로 시험을 실시하기 전에 변형 게이지를 시험체에 부착함으로써 측정된 값이다. 이 때, 피로 강도가 200 MPa이라 함은 응력 범위가 0 내지 200 MPa의 범위에서, 200 만회 반복하여 하중을 가하여도 파단하지 않았던 것을 의미한다. 이 때의 용접 방법은 SMAW(손 용접 방법) 및 GMAW(가스 쉴드 용접 방법)의 2 종류를 선택하였다. 아래 표 3에 나타내는 용접 방법으로 [1]이라고 되어 있는 것은 제1 용접 공정을 의미하고, [2]는 제2 용접 공정을 의미한다. 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 성분은 표 1 및 표 2의 것이고, 각 이음부에 대한

용접 금속 번호([1] 용접 금속 번호)가 아래 표 3에 나타내었다. 제2 용접 공정에 관하여는 반드시 제1 용접 공정과 동일한 용접 재료를 사용하고 있는 것은 아니며, 통상의 590 MPa급의 용접 재료를 사용하고 있는 경우도 있다. 또한, 각 이음부에 대하여, 제2 용접 공정에서 사용한 용접 재료([2]의 용접 재료)도 아래 표 3에 나타내었다. 또한 매크로 시험 관찰에 의하여, 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속이 오스테나이트까지 재변태되었는지 여부에 대한 결과도 표 3에 나타내고 있다.

표 3

번호	용접 방법		[1] 용접 금속 번호	[2]의 용접 재료	2 패스째 입열량 (kJ/mm)	미용융 부분 1)	재변태 2)	피로 강도 (MPa)	비고
	[1]	[2]							
J1	SMAW	SMAW	1	590MPa	2.5	○	○	280	본 발명에
J2	GMAW	SMAW	2	590MPa	2.5	○	○	260	본 발명에
J3	SMAW	GMAW	3	590MPa	2.5	○	○	260	본 발명에
J4	SMAW	SMAW	4	590MPa	2.5	○	○	290	본 발명에
J5	SMAW	SMAW	5	590MPa	2.5	○	○	240	본 발명에
J6	SMAW	SMAW	6	590MPa	2.5	○	○	280	본 발명에
J7	SMAW	SMAW	7	590MPa	2.5	○	○	250	본 발명에
J8	SMAW	SMAW	8	590MPa	2.5	○	○	240	본 발명에
J9	SMAW	SMAW	9	590MPa	2.5	○	○	260	본 발명에
J10	SMAW	SMAW	10	590MPa	2.5	○	○	270	본 발명에
J11	SMAW	SMAW	11	590MPa	2.5	○	○	310	본 발명에
J12	SMAW	SMAW	12	590MPa	2.5	○	○	330	본 발명에
J13	SMAW	SMAW	13	590MPa	2.5	○	○	290	본 발명에
J14	SMAW	SMAW	14	590MPa	2.5	○	○	340	본 발명에
J15	SMAW	SMAW	101	590MPa	2.5	○	○	260	본 발명에
J16	SMAW	GMAW	102	590MPa	2.5	○	○	310	본 발명에
J17	GMAW	SMAW	103	590MPa	2.5	○	○	330	본 발명에
J18	SMAW	SMAW	104	590MPa	2.5	○	○	290	본 발명에
J19	SMAW	SMAW	105	590MPa	2.5	○	○	310	본 발명에
J20	SMAW	SMAW	106	590MPa	2.5	○	○	320	본 발명에
J21	SMAW	SMAW	107	590MPa	2.5	○	○	280	본 발명에
J22	SMAW	SMAW	108	590MPa	2.5	○	○	330	본 발명에
J23	SMAW	SMAW	109	590MPa	2.5	○	○	300	본 발명에
J24	SMAW	SMAW	110	590MPa	2.5	○	○	310	본 발명에
J25	SMAW	SMAW	111	590MPa	2.5	○	○	300	본 발명에
J26	SMAW	SMAW	112	590MPa	2.5	○	○	310	본 발명에
J27	SMAW	SMAW	113	590MPa	2.5	○	○	330	본 발명에
J28	SMAW	SMAW	114	590MPa	2.5	○	○	350	본 발명에
J29	SMAW	SMAW	115	590MPa	2.5	○	○	310	본 발명에
J30	SMAW	SMAW	116	590MPa	2.5	○	○	300	본 발명에
J31	SMAW	SMAW	1	[1] 과 동일	2.5	○	○	290	본 발명에
J32	SMAW	SMAW	101	[1] 과 동일	2.5	○	○	270	본 발명에
J33	SMAW	SMAW	1	490MPa	2.5	○	○	270	본 발명에
J34	SMAW	GMAW	1	490MPa	2.5	○	○	270	본 발명에
J35	SMAW	SMAW	1	780MPa	2.5	○	○	290	본 발명에
J36	SMAW	GMAW	1	780MPa	2.5	○	○	280	본 발명에
J101	SMAW	SMAW	53	590MPa	2.5	○	○	220	비교예
J102	SMAW	SMAW	54	590MPa	2.5	○	○	190	비교예
J103	SMAW	SMAW	55	590MPa	2.5	○	○	230	비교예
J104	SMAW	SMAW	58	590MPa	2.5	○	○	210	비교예
J105	SMAW	SMAW	151	590MPa	2.5	○	○	200	비교예
J106	SMAW	SMAW	153	590MPa	2.5	○	○	190	비교예
J107	SMAW	SMAW	154	590MPa	2.5	○	○	190	비교예
J108	SMAW	SMAW	156	590MPa	2.5	○	○	220	비교예
J109	SMAW	SMAW	157	590MPa	2.5	○	○	180	비교예
J110	SMAW	SMAW	158	590MPa	2.5	○	○	200	비교예
J111	SMAW	SMAW	159	590MPa	2.5	○	○	190	비교예
J112	SMAW	SMAW	1	590MPa	1.8	○	×	200	비교예
J113	SMAW	SMAW	2	590MPa	1.4	○	×	210	비교예
J114	SMAW	SMAW	101	590MPa	1	○	×	220	비교예
J115	SMAW	SMAW	102	590MPa	0.9	○	×	200	비교예
J116	SMAW	SMAW	102	590MPa	4.5	×	-	200	비교예

1) 1 패스째의 미용융부가 존재하는 경우는 ○, 1 패스째의 미용융부가 존재하지 않은 경우는 ×

2) 1 패스째의 미용융부가 전부가 변태한 경우는 ○, 1 패스째의 미용융부가 전부가 변태하지 않은 경우는 ×

1 패스째의 미용융부가 존재하지 않은 경우는 -

[0163]

[0164]

표 3의 번호, J1 내지 J36는 본 발명의 범위 내에 있는 성분 및 변태 개시 온도의 용접 금속이 제1 용접 공정에서 형성되고, 또한 매크로 시험편에 의한 관찰의 결과, 그 용접 금속이 제2 용접 공정에서 오스테나이트까지 재변태하였을 경우의 이음부이며, 표 3으로부터 알 수 있는 바와 같이, 피로 강도는 모두 250 MPa를

초과하였다. J33 내지 J36는 제2 용접 공정에서 사용된 용접 재료의 강도가 J1 내지 J32와 다른 경우이지만, 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 재변태를 달성되고 있기 때문에, 피로 강도가 향상된 것을 알 수 있다.

[0165] 한편, J101 내지 J111는 비교예이며, 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 밖이기 때문에 피로 강도는 250 MPa에 이르지 않은 것이다. 이 중, J101, J103, J105, J108, J109는 표 1의 번호 53, 55, 표 2의 번호 151, 156, 157의 용접 금속이 제1 용접 공정에서 형성된 이음부이고, 변태 개시 온도가 본 발명의 범위보다 낮아진 것이다. 이들의 이음부는 변태 개시 온도가 너무 낮아서 충분한 변태 팽창량을 얻을 수 없기 때문에 피로 강도 향상 효과가 불충분한 예라고 생각할 수 있다. 반대로, J102, J104, J106, J107, J110, J111는 표 1의 번호 54, 58, 표 2의 번호 153, 154, 158, 159의 용접 금속이 제1 용접 공정에 의하여 형성된 이음부에서, 변태 개시 온도가 본 발명의 범위를 초과하였기 때문에, 잔류응력 저감이 불충분하였다고 생각된다. 또한, J112 내지 J115의 4개의 이음부는 제1 용접 공정에서 형성된 저온 변태 용접 금속의 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내이었음에도 불구하고, 매크로 관찰보다, 2 패스째의 입열량이 작았기 때문에, 저온 변태 용접 금속이 제2 용접 공정에서 미용융부의 일부만이 오스테나이트까지 재변태한 것을 알 수 있었던 이음부이다. 이 경우, 제1 용접 공정에서 도입된 압축 잔류응력이 소실하였지만, 제2 용접 공정에서 재차 압축 잔류응력이 도입되지 않기 때문에, 피로 강도가 향상되지 않았던 것으로 생각된다. J116의 비교예는 변태 개시 온도는 본 발명의 범위 내이었지만, 2 패스째의 입열량이 부적절하고, 1 패스째에서 형성된 용접 금속의 미용융 부분이 존재하지 않고, 모두 용융되어 버린 예로, 피로 강도가 향상되지 않았던 예이다.

[0166] 이상으로부터, 본 발명예의 경우에는 모두 피로 강도 향상 효과가 확인되어, 산업상 유의의한 것임이 명확하게 되었다.

[0167] [실시예 2]

[0168] 실시예 2는 본 발명에 있어서의 열처리형의 피로 강도 향상 방법에 관한 실시예이다. 본 실시예에 있어서의 열처리형의 방법에서는 제2 용접 공정의 용접 패스 수를 2 패스로 하기 위하여, 도 3에 있어서의 상부의 판 두께를 8 mm로 실시예 1보다 약간 두껍게 설정하고, 2 패스 용접을 할 수 있도록 하였다. 용접 전체적으로는 제1 용접 공정으로 1 패스와, 제2 용접 공정으로 2 패스의 합계 3 패스이다. 또한, 열처리의 가열 방법으로는, 유도 가열 및 통전 가열의 2 종류를 선택하였다. 유도 가열은 20 kW의 2.0 kHz이고, 통전 가열은 250 A의 전류를 용접 비드에 통전하여 실시하였다.

[0169] 아래 표 4는 실시예 2의 결과를 나타낸다. 아래 표 4 중에 있어서의 용접 방법의 [1] 및 [2], [1] 용접 금속 번호, [2]의 용접 재료의 의미는 표 3과 같다. 그러나, 재변태의 판단은 실시예 1의 경우와 달리, 열처리를 실시한 후, 열처리에 의하여 재변태되었는 지에 대한 판단이다. 또한, 피로 시험은 실시예 1과 동일한 방법으로 실시하고, 200 만회에서 파단하지 않은 응력 범위를 피로 강도로 하였다. 아래 표 4에 있어서, 번호가 J201 내지 J230까지는 제2 용접 공정에서 590 MPa급 용접 재료를 사용하여 유도 가열로 열처리를 하였을 때의 본 발명예이고, 피로 강도는 모두 250 MPa를 초과하였다. 또한, J231, J232는 제2 용접 공정으로 제1 용접 공정과 동일한 용접 재료를 사용하였을 때의 본 발명예로, 피로 강도 향상 효과가 있는 것을 알 수 있다. 또한, J232 내지 J235는 열처리에 통전 가열을 이용한 본 발명예이고, 피로 강도의 향상 효과가 인정된다. J236 내지 J239는 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속은 J201와 동일하지만, 제2 용접 공정에서 사용되고 있는 용접 재료의 강도가 490 MPa 및 780 MPa로, J201와 다르다. 그러나, 유도 가열에 의하여 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 재변태가 확실히 달성되고 있기 때문에, 피로 강도는 250 MPa를 초과하여, 강도 향상 효과가 확인된 실시예이다.

표 4

번호	용접 방법		[1] 용접 금속 번호	[2] 의 용접 재료	가열 방법	미용융 ¹⁾ 부분	재변태 ²⁾	피로 강도 (MPa)	비고
	[1]	[2]							
J201	SMAW	SMAW	1	590MPa	유도 가열	○	○	270	본 발명에
J202	GMAW	SMAW	2	590MPa	유도 가열	○	○	270	본 발명에
J203	SMAW	GMAW	3	590MPa	유도 가열	○	○	260	본 발명에
J204	SMAW	SMAW	4	590MPa	유도 가열	○	○	280	본 발명에
J205	SMAW	SMAW	5	590MPa	유도 가열	○	○	250	본 발명에
J206	SMAW	SMAW	6	590MPa	유도 가열	○	○	270	본 발명에
J207	SMAW	SMAW	7	590MPa	유도 가열	○	○	250	본 발명에
J208	SMAW	SMAW	8	590MPa	유도 가열	○	○	240	본 발명에
J209	SMAW	SMAW	9	590MPa	유도 가열	○	○	260	본 발명에
J210	SMAW	SMAW	10	590MPa	유도 가열	○	○	270	본 발명에
J211	SMAW	SMAW	11	590MPa	유도 가열	○	○	300	본 발명에
J212	SMAW	SMAW	12	590MPa	유도 가열	○	○	340	본 발명에
J213	SMAW	SMAW	13	590MPa	유도 가열	○	○	280	본 발명에
J214	SMAW	SMAW	14	590MPa	유도 가열	○	○	330	본 발명에
J215	SMAW	SMAW	101	590MPa	유도 가열	○	○	260	본 발명에
J216	SMAW	GMAW	102	590MPa	유도 가열	○	○	310	본 발명에
J217	GMAW	SMAW	103	590MPa	유도 가열	○	○	340	본 발명에
J218	SMAW	SMAW	104	590MPa	유도 가열	○	○	270	본 발명에
J219	SMAW	SMAW	105	590MPa	유도 가열	○	○	290	본 발명에
J220	SMAW	SMAW	106	590MPa	유도 가열	○	○	320	본 발명에
J221	SMAW	SMAW	107	590MPa	유도 가열	○	○	300	본 발명에
J222	SMAW	SMAW	108	590MPa	유도 가열	○	○	310	본 발명에
J223	SMAW	SMAW	109	590MPa	유도 가열	○	○	290	본 발명에
J224	SMAW	SMAW	110	590MPa	유도 가열	○	○	310	본 발명에
J225	SMAW	SMAW	111	590MPa	유도 가열	○	○	310	본 발명에
J226	SMAW	SMAW	112	590MPa	유도 가열	○	○	330	본 발명에
J227	SMAW	SMAW	113	590MPa	유도 가열	○	○	320	본 발명에
J228	SMAW	SMAW	114	590MPa	유도 가열	○	○	340	본 발명에
J229	SMAW	SMAW	115	590MPa	유도 가열	○	○	320	본 발명에
J230	SMAW	SMAW	116	590MPa	유도 가열	○	○	300	본 발명에
J231	SMAW	SMAW	1	[1] 과 동일	유도 가열	○	○	280	본 발명에
J232	SMAW	SMAW	101	[1] 과 동일	유도 가열	○	○	280	본 발명에
J233	SMAW	SMAW	1	590MPa	통전 가열	○	○	270	본 발명에
J234	GMAW	SMAW	2	590MPa	통전 가열	○	○	270	본 발명에
J235	SMAW	SMAW	101	590MPa	통전 가열	○	○	260	본 발명에
J236	SMAW	SMAW	1	490MPa	유도 가열	○	○	250	본 발명에
J237	SMAW	GMAW	1	490MPa	유도 가열	○	○	260	본 발명에
J238	SMAW	SMAW	1	780MPa	유도 가열	○	○	280	본 발명에
J239	SMAW	GMAW	1	780MPa	유도 가열	○	○	270	본 발명에
J301	SMAW	SMAW	53	590MPa	유도 가열	○	○	230	비교예
J302	SMAW	SMAW	54	590MPa	유도 가열	○	○	200	비교예
J303	SMAW	SMAW	55	590MPa	유도 가열	○	○	220	비교예
J304	SMAW	SMAW	58	590MPa	유도 가열	○	○	210	비교예
J305	SMAW	SMAW	151	590MPa	유도 가열	○	○	210	비교예
J306	SMAW	SMAW	153	590MPa	유도 가열	○	○	200	비교예
J307	SMAW	SMAW	154	590MPa	유도 가열	○	○	190	비교예
J308	SMAW	SMAW	156	590MPa	유도 가열	○	○	210	비교예
J309	SMAW	SMAW	157	590MPa	유도 가열	○	○	190	비교예
J310	SMAW	SMAW	158	590MPa	유도 가열	○	○	200	비교예
J311	SMAW	SMAW	159	590MPa	유도 가열	○	○	180	비교예
J312	SMAW	SMAW	1	590MPa	유도 가열	○	×	190	비교예
J313	SMAW	SMAW	2	590MPa	유도 가열	○	×	220	비교예
J314	SMAW	SMAW	101	590MPa	유도 가열	○	×	210	비교예
J315	SMAW	SMAW	102	590MPa	유도 가열	○	×	200	비교예
J316	SMAW	SMAW	1	590MPa	유도 가열	×	-	200	비교예

1) 1 패스째의 미용융부가 존재하는 경우는 ○, 1 패스째의 미용융부가 존재하지 않은 경우는 X

2) 1 패스째의 미용융부가 전부가 변태한 경우는 ○, 1 패스째의 미용융부가 전부가 변태하지 않은 경우는 X
1 패스째의 미용융부가 존재하지 않은 경우는 -

[0170]

[0171]

표 4의 J301 내지 J315는 본 발명에 있어서의 비교예이며, 피로 강도는 본 발명에와는 달리, 250 MPa에 이르지 않았다. 이 중, J301, J303, J305, J308, J309는 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 변태 개시 온도가 본 발명의 범위보다 낮고, 변태 팽창이 불충분하였기 때문에, 잔류응력 저감이 충분하지 않았던 것으로 생각된다. 한편, J302, J304, J306, J307, J310, J311는 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 변태 개시 온도가 본 발명의 범위보다 높고, 잔류응력 저감 효과 그 자체가 작았던 것으로 생각할 수 있다. 또한, J312 내지 J315는 저온 변태 용접 금속의 변태 개시 온도가 본 발명의 범위 내이지만, 열처리가 불충분하고 일부의 미용융 부분 밖에 오스테나이트까지 재변태되지 않았기 때문에, 피로 강도 향상이 확인할 수 없었던 것이다. 표 4의 마지막 비교예 J316는 1 패스째의 용접 금속이 2 패스째의 용접에서 모두 용융되어버려, 미용융 부분이 소실되어버린 예

이며, 그 때문에 피로 강도가 향상되지 않았던 예이다.

[0172] 이상부터, 본 발명에의 경우에는 모두 피로 강도 향상 효과가 확인되어 산업상 유의미한 것임이 명확하게 되었다.

[0173] [실시예 3]

[0174] 본 발명에 있어서의 실시예 3은 제2 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 바깥쪽 용접 지단부에, 피로 강도 향상 대책으로서 후처리를 실시한 경우의 실시예이다.

[0175] 실시예 1 및 실시예 2에서는 제1 용접 공정에서 형성된 용접 금속층의 피로 강도를 문제로 하고 있었기 때문에, 피로 시험은 도 6에 도시하는 바와 같이, 4점 굴곡 시험에 있어서의 안쪽의 2개의 지점의 간격을 좁게 하고, 제1 용접 공정 및 제2 용접 공정에서 형성된 용접 금속 지단부에서의 응력에 차이를 두었다. 이것에 대하여, 실시예 3에서는 동일한 레벨의 응력을 작용시키기 때문에, 도 7에 도시하는 바와 같이, 4점 굴곡 시험에 있어서의 안쪽 2 지점의 위치를, 용접 이음부의 바깥쪽에 위치하도록 하였다. 또한, 응력은 변형 게이지를 부착함으로써 측정하였다. 또한, 도 7중의 화살표는 하중 부하 방향을 나타내는 것이다.

[0176] 제2 용접 공정에서 형성된 용접 금속의 바깥쪽 용접 지단부에 실시한 피로 강도 향상 대책은 쇼트 피닝, 용가재 미사용 TIG 용접, 초음파 피닝, 저온 변태 용접 금속의 형성, 그라인더 처리, 국부 가열에 의한 응력 제거 중 어느 하나이다. 또한, 저온 변태 용접 금속 형성에 사용한 용접 재료는 제1 용접 공정에서 사용한 용접 재료와 동일한 것을 사용하였다. 이 대책들 중에서, 쇼트 피닝, 초음파 피닝, 저온 변태 용접 금속 형성은 압축 잔류응력을 도입하는 방법으로서, 이 중, 상기 2 가지는 추가적으로 지단 형상의 개선 효과도 겸비한다. 또한, 용가재 미사용 TIG 용접 및 그라인더 처리는 지단부 형상을 개선하여 응력 집중을 완화하는 방법이다. 마지막의 국부 가열에 의한 응력 제거란, 용접부의 인장 잔류응력을 소실시키는 방법이지만, 동시에, 제1 용접 공정에서 도입한 압축 잔류응력도 소실시킬 위험이 있고, 본 발명에서는 비교예이다.

[0177] 아래 표 5는 실시예 3의 결과를 나타낸다. 아래 표 5에 있어서의 이음부 번호는 표 3의 이음부 번호에 대응하고 있고, 그 이음부에 대하여, 제2 용접 공정층의 바깥쪽 용접 지단부에 피로 강도 향상 대책을 실시한 것을 의미한다. 또한, 아래 표 5 중에 나타내는 처리 방법이란, 그 때의 피로 강도 향상 대책 방법이다. 또한, 아래 표 5 중의 피로 균열 발생 위치에서, [1]이란, 피로 직물이 제1의 용접 공정층의 안쪽 용접 지단부에 발생한 것을, 또한 [2]란, 제2 용접 공정층의 바깥쪽 용접 지단부에 발생한 것을 의미한다.

표 5

번호	이음부 번호	처리 방법	피로 강도	피로 균열 발생 위치	비고
K1	J1	쇼트 피닝	290	[1]	본 발명에
K2	J1	용가재 미사용 Tig 용접	280	[2]	본 발명에
K3	J1	초음파 피닝	280	[1]	본 발명에
K4	J1	그라인더 처리	270	[2]	본 발명에
K51	J1	국소 가열에 의한 SR	210	[1]	비교예
K101	J28	쇼트 피닝	340	[1]	본 발명에
K102	J28	용가재 미사용 Tig 용접	280	[2]	본 발명에
K103	J28	초음파 피닝	350	[1]	본 발명에
K104	J28	그라인더 처리	270	[2]	본 발명에
K151	J28	국소 가열에 의한 SR	200	[1]	비교예

[0178]

[0179] 표 5에 있어서, 번호 K1 내지 K5, K101 내지 K105는 본 발명에이고, K51, K151은 비교예이다. K1은 피로 강도가 290MPa로, 표 3의 J1과 거의 동일한 값을 나타내고 있고, 또한 균열 발생 위치는 [1]이었다. 이는 쇼트 피닝에 의하여 [2]의 피로 강도가 [1]보다 높았던 것이라고 생각된다. 이와 동일한 경향이 번호 K3, K4에서도 확인된다. 또한, 번호 K2, K5는 피로 균열은 [2] 쪽에 발생하였고, 피로 강도는 [1]보다 [2] 쪽이 낮았다고 생각되지만, 피로 강도 그 자체는 표 3의 J1과 거의 동일하기 때문에, 이 경우에는 [1]과 [2]는 거의 동일한 피로 강도였다고 생각된다. 이와 동일한 경향이 K101 내지K105에 대하여도 확인된다.

- [0180] K51 및K151은 국부 가열에 의한 응력 제거, 즉 SR이고, 가열 방법은 가스 버너를 사용한 가열이다. 이 경우, 피로 강도는 250 MPa에 이르지 않았다. 뿐만 아니라, 피로 균열은 [1]층, 즉, 저온 변태 용접 금속이 형성된 안쪽 용접 지단부로부터 발생하였다. 이 예에 있어서는 실시예 1에서 나타낸 표 3의 피로 강도(J1 이음부에서 280 MPa, J28 이음부에서 350MPa)보다 낮아져 있다. 그 이유는 국부 가열에 의하여 제1 용접 공정 측에 도입된 압축 잔류응력이 국부 가열로 소실되어 버렸기 때문이라고 생각된다.
- [0181] [실시예 4]
- [0182] 실시예 4는 비가열형의 피로 강도 향상 대책의 실시예이지만, 실시예 1과 다른 점은 용접 패스가 3 패스 이상인 경우에 대한 실시예이다.
- [0183] 실시예 4에서는 용접 방법은 SMAW를 채용하였다. 그 때의 시험체 제작은 실시예 2와 마찬가지로, 도 4에 도시하는 구조체를 채용하였다. 상부의 판 두께는 실시예 2와 동일한 8 mm로 하였다. 최초의 2 패스의 용접은 3.2 mm 직경의 용접봉을 사용하여 실시하고, 그 때의 용접 금속의 성분값은 표 6에 나타내는 바와 같다. 표 6에 나타내는 바와 같이, 4 종류의 2 패스 용접을 실시하였다. 용접 조건은 각 패스 모두 120 A-22 V-25 cm/분이다.
- [0184] 다음으로, 이 4 종류의 이음부에 대하여, 3 패스째의 용접을 실시하였다. 3 패스째의 용접에 관하여는 입열량을 변화시키고, 그 영향을 보기 위하여, 입열량이 1.5 kJ/mm 이상에서는 용접봉 지름이 4 mm인 것을, 그 이하에서는 3.2 mm인 것을 채용하였다. 용접 조건으로서는, 용접봉 지름이 4 mm인 경우에는 170 A-25 V, 3.2 mm인 경우에는 120 A-22 V로 하고, 용접 속도를 변화시킴으로써 입열량을 조정하였다. 그 결과, 실시예 4에서 사용하는 이음부의 용접 패스 수는 모두 3 패스 용접, 실시예 1에서 나타내는 2 패스 용접보다 패스 수가 많은 경우에 대응한다.
- [0185] 표 7은 이와 같이 하여 제작한 시험체의 피로 시험 결과이다. 표 7 중에서, L1 내지 L8는 본 발명예이고, L51 내지 L55는 비교예이다. 표 7에 나타내는 입열량은 3 패스째의 입열량이고, 이 3 패스째 용접에서 1 패스째의 용접 금속이 재변태하였는지에 대한 판단을, 시험체 이음부로부터 매크로 시험편을 채취하여, 미세 구조 관찰을 함으로써 판단하였다. 표 7로부터 알 수 있는 바와 같이, 본 발명예에서는 모두 1 패스째의 용접 금속이 재변태한 것을 확인하였다. 한편, 비교예 L51 내지 L55에서는 입열량이 낮았기 때문에, 1 패스째의 용접 금속의 일부 밖에 재변태하지 않았다. 비교예 L56에서는 입열량이 컸기 때문에, 미용용 부분이 소실되었다. 피로 시험은 도 5에 도시하는 하중 방법으로 실시하였지만, 본 발명예에서는 표 7에 나타내는 바와 같이, 모두 250 MPa 이상이며, 비교예와 비교하면 알 수 있는 바와 같이, 피로 향상이 명백하다. 비교예 L51 내지 L55에서는 1 패스째, 2 패스째의 용접 금속 성분이 동일하여도, 3 패스째의 용접 입열량이 부적절한 경우, 즉, 1 패스째의 용접 금속의 모든 재변태를 달성되지 않는 경우, 피로 강도는 반드시 향상하지 않는 것이 명백하다. 표 7의 마지막 비교예 L56는 1 패스째의 용접 금속이 3 패스째의 용접에 의하여 모두 용융되어 버린 실시예인데, 그 때문에 미용용 부분이 소실되어, 피로 강도가 향상하지 않았던 예이다.

표 6

번호	패스 No	원소													변태 개시 온도 (°C)	비고
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Cu	Ti			
1	1	0.03	0.30	1.6	0.011	0.008	11.1								325	본 발명에
	2	0.14	0.65	0.53	0.010	0.006	7.6							333		
2	1	0.04	0.26	0.47	0.012	0.007	10.7	0.8	0.5	0.01	0.21	0.18	0.017	304	본 발명에	
	2	0.05	0.45	0.85	0.009	0.005	9.3	2.5						310		
3	1	0.04	0.25	1.45	0.005	0.003	10.7		0.2					328	본 발명에	
	2	0.08	0.48	1.52	0.010	0.006	0.7							710		
4	1	0.03	0.41	0.71	0.008	0.004	7.0	13.4						182	본 발명에	
	2	0.12	0.25	1.25	0.011	0.012	8.2				0.26			349		

[0186]

표 7

번호	최종 패스 전 (1, 2 패스)의 용접 이음부	최종 패스 (3 패스째)의 입열량	최종 패스의 용접 재료	미용용 부분 1)	재번태 2)	피로 강도 (MPa)	비고
L1	1	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	270	본 발명에
L2	2	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	250	본 발명에
L3	3	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	260	본 발명에
L4	4	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	280	본 발명에
L5	1	2.1kJ/mm	590MPa	○	○	250	본 발명에
L6	2	2.3kJ/mm	590MPa	○	○	270	본 발명에
L7	3	3.0kJ/mm	590MPa	○	○	270	본 발명에
L8	4	1.6kJ/mm	590MPa	○	○	260	본 발명에
L51	1	1.2kJ/mm	590MPa	○	X	200	비교에
L52	2	1.0kJ/mm	590MPa	○	X	190	비교에
L53	3	1.2kJ/mm	590MPa	○	X	180	비교에
L54	4	0.9kJ/mm	590MPa	○	X	200	비교에
L55	4	0.8kJ/mm	590MPa	○	X	190	비교에
L56	1	5.0kJ/mm	590MPa	X	-	190	비교에

1) 1 패스째의 미용용부가 존재하는 경우는 ○, 1 패스째의 미용용부가 존재하지 않은 경우는 X
 2) 1 패스째의 미용용부가 전부가 변태한 경우는 ○, 1 패스째의 미용용부가 전부가 변태하지 않은 경우는 X
 1 패스째의 미용용부가 존재하지 않은 경우는 -

[0187]

[0188] [실시예 5]

[0189] 실시예 5는 이음부 형상의 영향을 조사하는 실시예이다. 실시예 1 내지 4에서는 1 패스째에 본 발명이 제공하고 있는 용접 금속을 형성시키고, 그 후, 최종 용접 패스에서, 1 패스째에 형성된 용접 금속을 재번태시키는 것의 효과를 검증하는 것을 목적으로 하고 있었기 때문에, 이음부 형상으로는 U형의 리브 구조 부재가 평판으로 용접되어 있는 이음부를 사용하였다. 그러나, 본 발명의 본질은 최종 패스 용접에 의하여 1 패스째에 형성된 저온 변태 용접 금속을 재번태시키는 것이며, 이와 같은 이음부에 한정되는 것은 아니다. 실시예 5에서는 코너 이음부, 겹침 이음부 및 미용착 부분이 존재하기 때문에, 한쪽으로부터만 용접할 수 있는 T 이음부로 본 발명의 효과를 검증하였다.

[0190] 실시예 5에서 채용한 이음부는 도 8, 도 10, 도 11에 도시하는 3 종류의 이음부이며, 각각, 코너 이음부, 겹침 이음부, T 이음부이다. 또한, 도 8의 코너 이음부의 경우에는 피로 시험을 실시하기가 어렵기 때문에, 도 9 에

도시하는 바와 같이, 처음에 한쪽에, 미용착 부분이 없게 용접 시공을 실시하고, 그 후, 피로 특성의 조사를 목적으로 코너 이음부에 대응하는 용접부를 형성시켰다. 도 10의 겹침 이음부에 관하여는 좌우의 겹침 이음부의 거리를 200 mm가 되도록 제작하였다. 도 11에 도시하는 T 이음부는 좌측으로부터 용접할 수밖에 없는 부분 용융 형상의 개선(開先)인데, 한쪽으로부터 용접할 수밖에 없는 이음부 형상의 경우이다.

[0191] 용접은 SMAW를 채용하고, 1 패스째의 용접 조건은 실시예 1과 마찬가지로 130 A-23 V-14 cm/분이며, 2 패스째(최종 패스)의 용접 조건은 150 A-25 V-9 cm/분 (입열량 2.5kJ/mm) 및 150 A-25 V-20 cm/분 (입열량 11 kJ/mm)의 2 조건이다. 1 패스째의 용접 재료로서는, 표 1의 번호 1과 표 2의 번호 102와 동일한 용접 재료를 사용하였지만, 모재로부터의 희석에 의하여 성분이 각각 약간 달랐기 때문에, 표 8과 같은 성분을 가진 용접 금속이 형성되었다. 2 패스째의 용접 재료는 실시예 1에 나타낸 590 MPa용의 SMAW용 용접 재료를 사용하였다.

[0192] 표 9에, 피로 시험 결과를 나타내었다. 표 9에서, M1 내지 M6는 본 발명예이며, M51 내지 M56는 비교예이다. 재변태를 하였는지 여부는 이음부로부터 매크로 시험편을 채취하고, 미세 조직을 관찰을 함으로써 확인하였다. 표 9에서는 각 이음부에 대하여, 최종 패스의 용접 입열량이 높은 2.5 kJ/mm인 경우와, 낮은 1.1kJ/mm의 2 종류의 조건으로 제작한 이음부의 피로 결과를 싣고 있으나, 표 9로부터 알 수 있는 바와 같이, 2.5 kJ/mm에서는 1 패스째에 형성된 용접 금속이 모두 재변태하고 있으나, 1.1kJ/mm의 조건에서는 1 패스째에 형성된 용접 금속의 일부 밖에 재변태하지 않았다. 피로 시험도, 본 발명예는 비교예에 비하여 피로 강도가 향상되어 있는 것이 확인되었다. 또한, 실시예 1 등과 달리, 표 9에 있어서의 피로 강도는 코너 이음부에 관하여는 피로 하중을 용접부의 단면에서 나눈 값을, 그 밖의 경우에 관하여는 강관 단면에서 나눈 값을 채용하였다. 그 이유는 실시예 5에서 채용한 이음부에서는 1 패스째의 용접으로 형성된 용접 금속 근방에 내부 게이지를 붙이는 것이 곤란하였기 때문이다. 표 9의 3개의 비교예, M57, M58, M59는 모두 1 패스째에 형성된 용접 금속이, 2 패스째에 의하여 용융하여 소실되어 버린 예로, 피로 강도가 향상하지 않았던 예이다.

[0193] 표 9로부터 알 수 있는 바와 같이, 본 발명예의 경우, 비교예보다 피로 강도가 높고, 본 발명의 효과는 T 이음부뿐만 아니라, 그 밖의 이음부에 대하여도 유효한 점이 실증되었다.

표 8

이음부 형식	번호	제 1의 용접 공정에 있어서의 용접 금속의 화학 성분 (질량%)											변태 개시 온도 (°C)	비고	
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Cu			Ti
코너 이음부	201	0.03	0.32	1.7	0.012	0.008	11.1							324	본 발명에
	202	0.03	0.45	1.3	0.010	0.006	5.1	13.0						249	본 발명에
	203	0.03	0.32	1.7	0.012	0.008	11.1							324	본 발명에
견첩 이음부	204	0.04	0.41	1.2	0.010	0.006	5.3	12.6						245	본 발명에
	205	0.03	0.32	1.7	0.012	0.008	11.1							324	본 발명에
T 이음부	206	0.04	0.41	1.3	0.010	0.006	5.5	12.9						232	본 발명에

표 9

이음부	번호	1 패스째 용접 금속 성분	최종 패스 (2 패스째) 입열량	미용용 부분 1)	재변태 2)	피로 강도 (MPa)	비고
코너 이음부	M1	201	2.5kJ/mm	○	○	250	본 발명에
	M2	202	2.5kJ/mm	○	○	250	본 발명에
	M51	201	1.1kJ/mm	○	×	180	비교에
	M52	202	1.1kJ/mm	○	×	190	비교에
	M57	202	5.0kJ/mm	×	-	190	비교에
	M3	203	2.5kJ/mm	○	○	260	본 발명에
견침 이음부	M4	204	2.5kJ/mm	○	○	270	본 발명에
	M53	203	1.1kJ/mm	○	×	200	비교에
	M54	204	1.1kJ/mm	○	×	190	비교에
	M58	204	5.0kJ/mm	×	-	200	비교에
	M5	205	2.5kJ/mm	○	○	260	본 발명에
	M6	206	2.5kJ/mm	○	○	270	본 발명에
T 이음부	M55	205	1.1kJ/mm	○	×	200	비교에
	M56	206	1.1kJ/mm	○	×	190	비교에
	M59	206	5.0kJ/mm	×	-	200	비교에

1) 1 패스째의 미용용부가 존재하는 경우는 ○, 1 패스째의 미용용부가 존재하지 않은 경우는 ×
 2) 1 패스째의 미용용부가 전부가 변태한 경우는 ○, 1 패스째의 미용용부가 전부가 변태하지 않은 경우는 ×
 1 패스째의 미용용부가 존재하지 않은 경우는 -

[0195]

[0196]

[0197]

[0198]

[실시예 6]
 실시예 6은 양측으로부터 용접하는 T 이음부 및 십자형 이음부에 관한 실시예이다. 본 발명에서는 양측으로부터 용접하는 T 이음부 및 십자형 이음부의 경우에도, 한쪽의 용접이 다른 한쪽의 용접에 영향을 미치지 않으면, 즉, 잔류응력에 영향을 주지 않으면, 각각을 독립적인 용접부라고 볼 수 있다고 생각하고 있다. 그 때문에, 각 용접 패스에 있어서의 용접 금속의 두께를 정의하고, 그 두께와 양측 용접부의 사이에 존재하는 미용착부의 길이를 비교하고 있다. 이것에 추가하여 십자형 이음부에 관하여는 관 두께와의 비교도 고려하고 있다.
 T 이음부는, 도 12에 도시하는 바와 같이, 용접 비트 1, 2, 3, 4로 형성되고, 용접 순서는 1, 2, 3, 4의 차례로 행해지고 있다. 그 중에서 1, 3이 저온 변태 용접 금속이고, 표 8에 나타내는 206의 성분계이다. 즉, 실시예 5에서 채용한 용접 재료와 동일한 재료로 용접 패스 1 및 3을 시공하였다. 이들 용접 시공은 실시예 5에 있어서의 T 이음부에서 실시한 시공 조건과 동일한 시공 조건으로 실시하였다. 표 10은 T 이음부의 실시예이다. 표 10

에 있어서, 각 실시예 번호에서 다른 파라미터는 용접 비드 4의 두께와 미용착 부분의 길이 W 이다. 또한, 표 10으로부터 알 수 있는 바와 같이, 용접 비드 1, 2, 3, 4에서 두께가 최대인 것은 용접 비드 4이다. 표 10으로부터 알 수 있는 바와 같이, 미용착 부분의 길이 W 가 용접 비드 4의 두께보다 3배 이상인 경우가 본 발명에이며, 피로 강도의 향상이 확인되었다. 한편, 비교예에서는 피로 강도의 향상을 볼 수 없는 결과가 나왔다. 또한, 표 10의 비교예에서는 피로 균열은 모두 용접 비드 1측으로부터 발생하고 있는 것을 알 수 있다. 이것은 용접 비드 1측의 잔류응력이 용접 비드 3, 4에 영향을 받아, 저온 변태 용접 금속의 효과가 소실하였기 때문이라고 생각된다.

[0199]

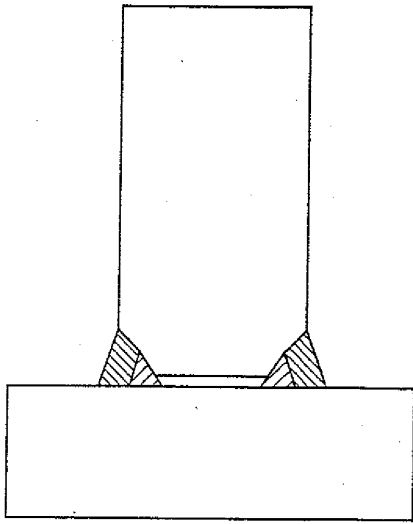
표 11은 십자형 이음부의 실시예이다. 십자형 이음부의 제작 순서는 T 이음부의 제작 순서를 앞면과 뒷면의 2회 실시하는 것으로 생각할 수 있다. 이에 본 실시예에서는 T 이음부와 같은 제작 요령으로 십자형 이음부의 저온 변태 용접 금속을 제작하였다. 그 때문에, 저온 변태 용접 금속의 성분계는 실시예 5에 있어서의 표 8의 206과 동일한 성분이다. 십자형 이음부에 관하여는 도 13과 같이 판 두께 t_2 의 길이도 생각할 필요가 있다. 또한, 도 13에서 판 두께 t_1 는 미용착 부분의 길이 W 보다 짧아지는 경우는 없기 때문에, 표 11에는 기재되지 않았다. 도 13 중에서, 용접 금속 1, 3, 5, 7이 저온 변태 용접 금속이고, 그 성분계가 표 8의 206과 동일하다. 또한, 용접 순서로서는, 용접 비드 1로 시공하고, 비드 번호와 동일한 순서로 용접을 실시하였다. 이 때, 용접 비드 1 내지 4로 T 이음부를 제작하고, 그 후 5 내지 8로 뒷쪽의 T 이음부를 제작하게 되기 때문에, 각각의 T 이음부 제작 순서로서, 표 10의 제작 순서인 N1, N2의 어느 하나를 적용하고 있다. 이들 T 이음부의 제작 순서에 의하면, 표 10에 나타내는 바와 같이, 미용착 부분의 길이가 충분히 길기 때문에, 피로 강도 향상을 기대할 수 있는 제작 순서이다. 십자형 이음부에 관하여는, 이것에 추가하여, 도 13에 있어서의, 가로판(판 두께 t_2)을 통하여 잔류응력에 영향을 주는 경우도 고려할 필요가 있고, 십자형 이음부의 실시예에 관하여서는 주로 t_2 의 영향을 나타낸다. 표 11에서는 P1, P 2가 본 발명에이며, P51, P52, P53, P54가 비교예이다. 비교예 P51, P52에서는 도 13에서의 앞쪽의 T 이음부, 뒤쪽 T 이음부가 모두 피로 강도 향상 효과가 있었던, 표 10의 N1의 T 이음부 제작 방법으로 실시하고 있지만, 판 두께 t_2 가 10 mm, 12 mm로, 최대 용접 비드 두께의 3배에는 달하지 않기 때문에, 피로 강도 향상이 달성되어 있지 않았다. 그 이유는 용접 비드 5, 6, 7, 8을 시공할 때에, 가로판을 통하여 그 용접 열이 표면을 통해 빠져나가기 때문이라고 생각된다. 마찬가지로, 비교예 P53, P54도 t_2 가 용접 비드 두께의 최대 값 7 mm의 3배(21mm) 미만이기 때문에, 피로 강도가 향상되지 않았다. 본 발명에에서는 이 조건을 달성되었기 때문에, 피로 강도 향상 효과가 확인되었다.

표 10

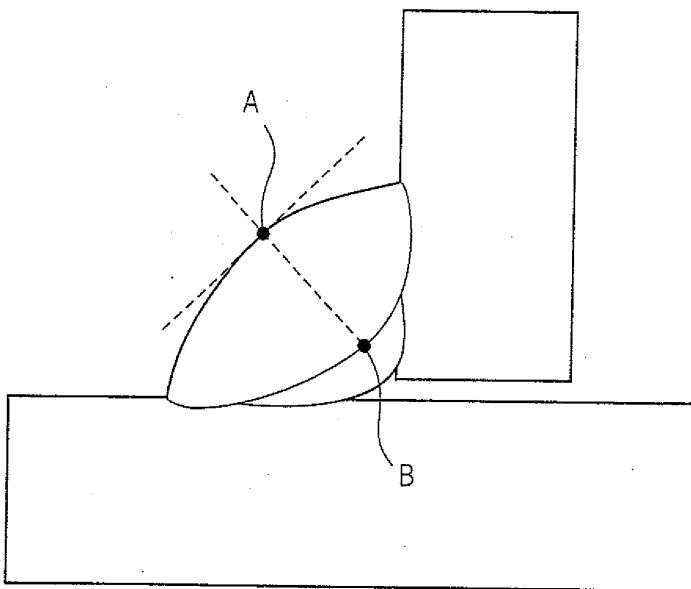
이음부	번호	용접 비드 두께 (mm)				W (mm)	W/최대 비드 두께	재변태 ¹⁾	미용용 부분 ²⁾	피로 강도 (MPa)	비고
		1	2	3	4						
T 이음부	N 1	3	5	3	5	16	3.2	○	○	250	본 발명에
	N 2	3	5	3	7	23	3.3	○	○	260	본 발명에
	N 5.1	3	5	3	6	16	2.7	○	○	200	비교에
	N 5.2	3	5	3	7	18	2.6	○	○	200	비교에
	N 5.3	3	5	3	5	10	2	○	○	190	비교에

- 1) 미용용부 전체가 변태한 경우는 ○, 미용용부 전체가 변태하지 않은 경우는 X
- 2) 1 패스체의 미용용 부분이 존재하는 경우는 ○, 모두 용융된 경우는 X

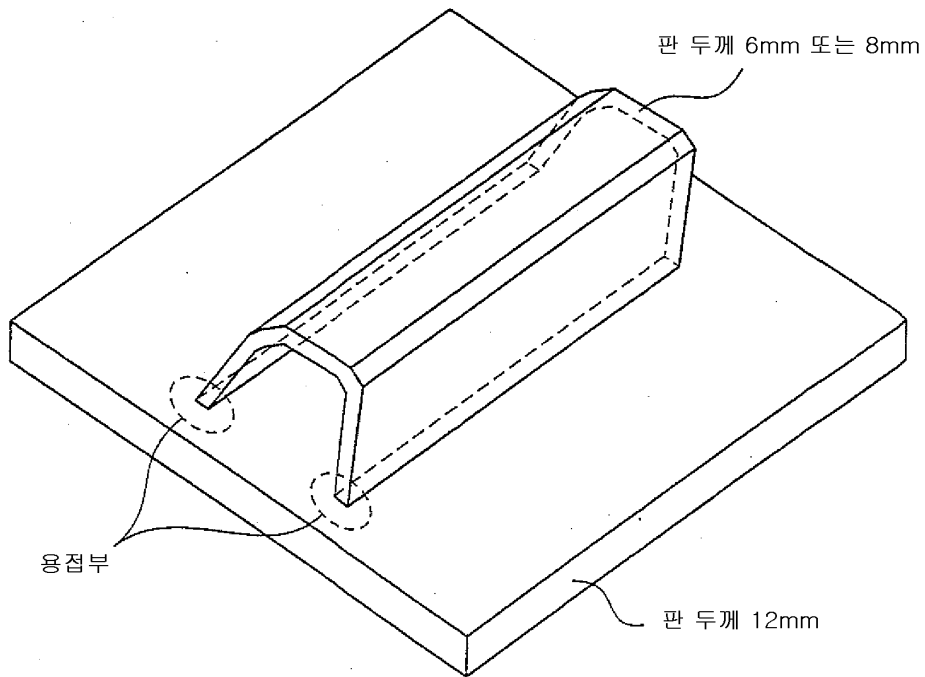
도면2b



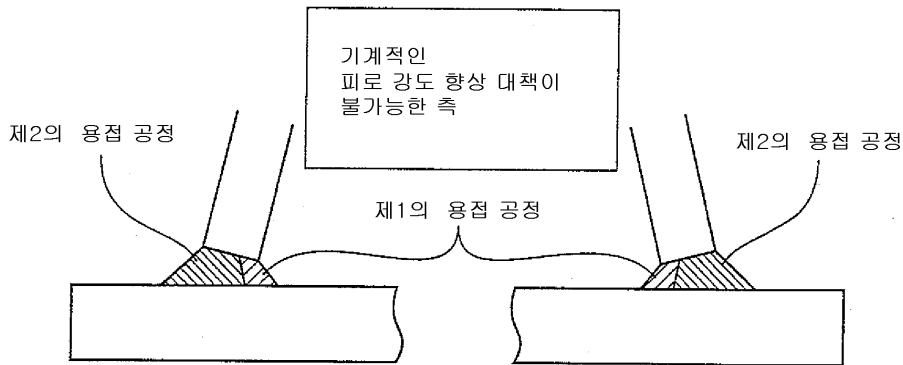
도면3



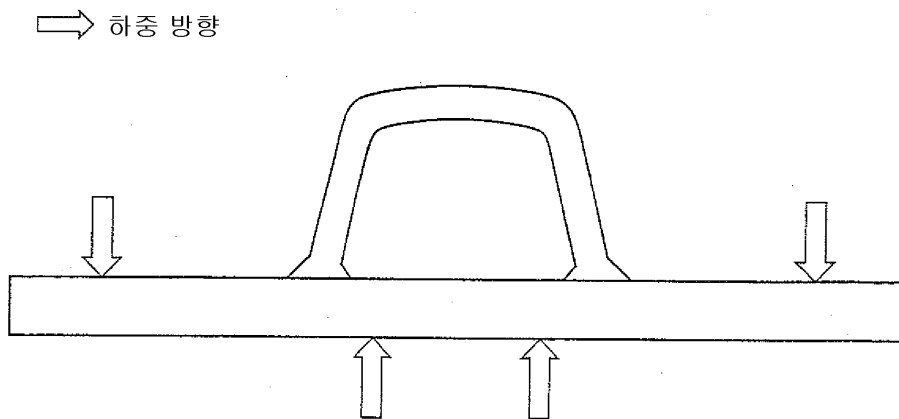
도면4



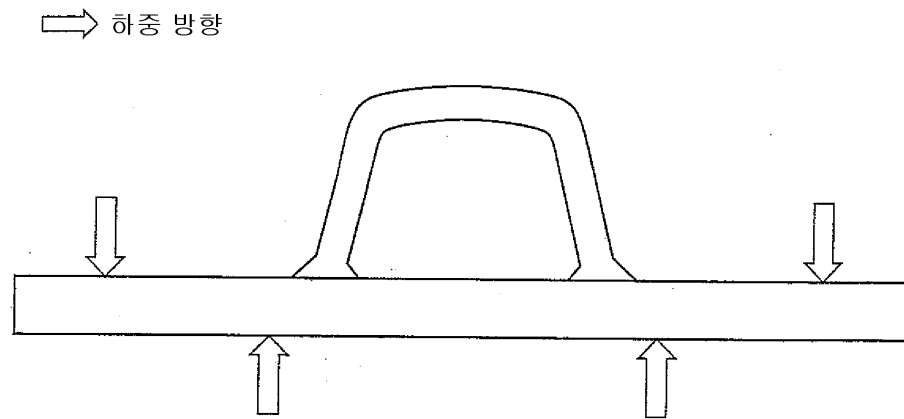
도면5



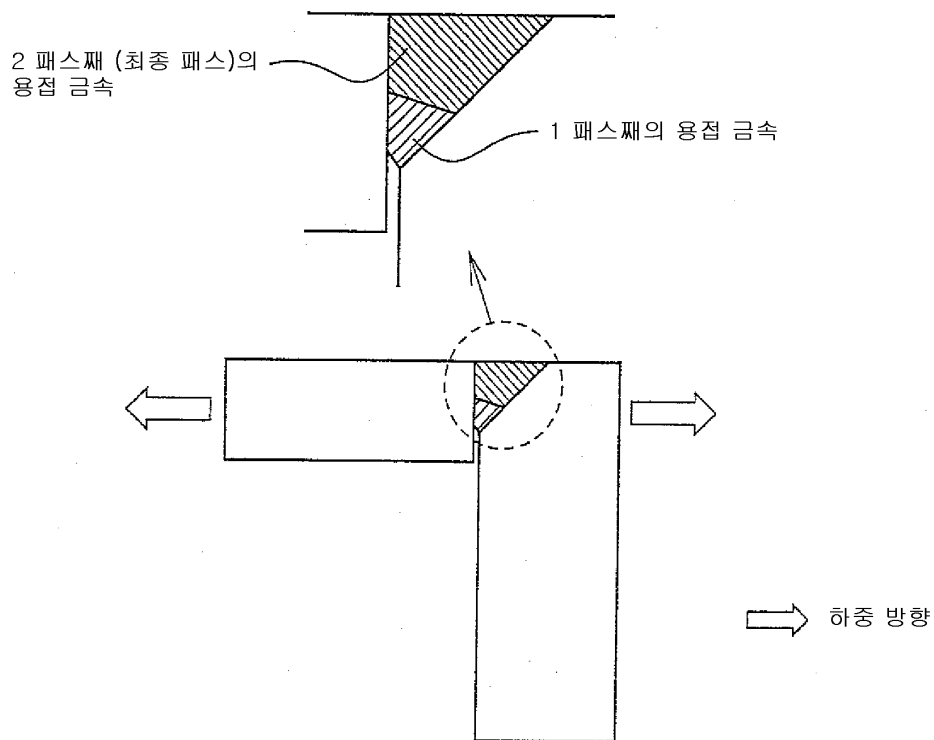
도면6



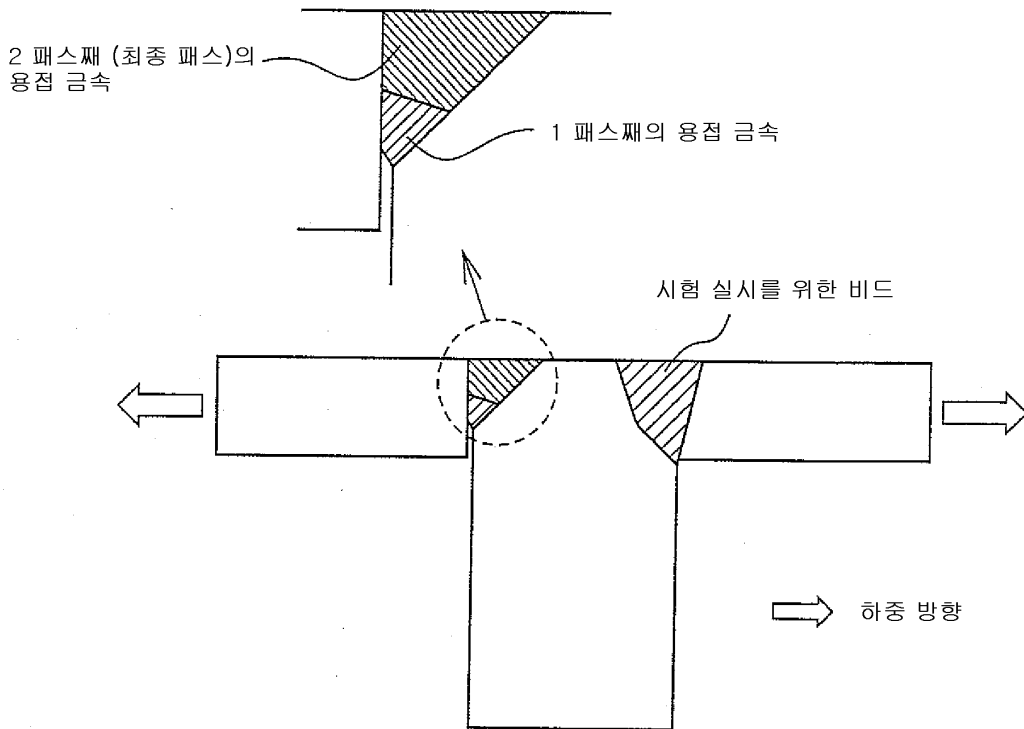
도면7



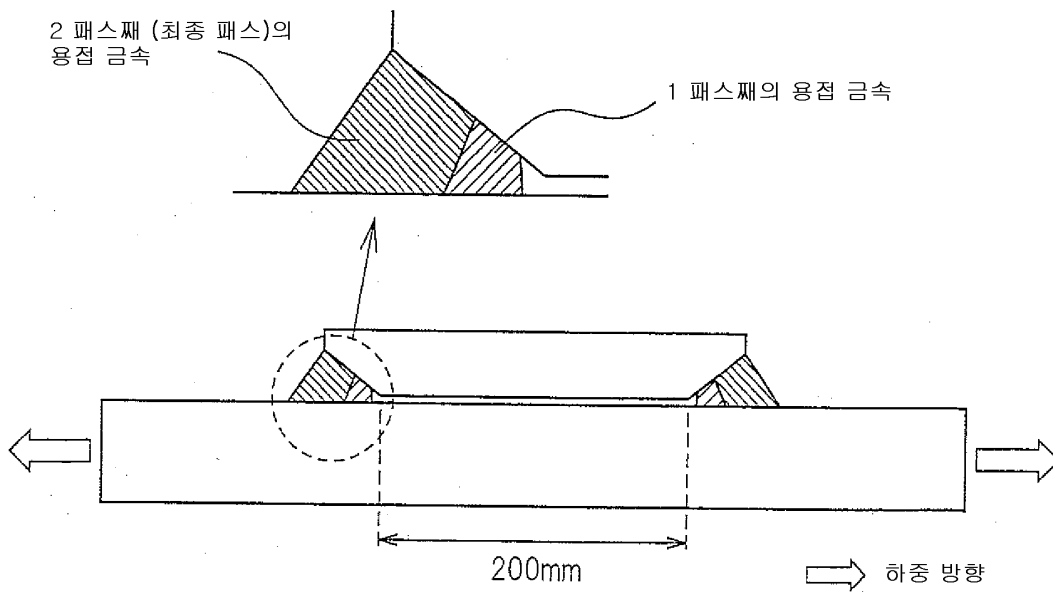
도면8



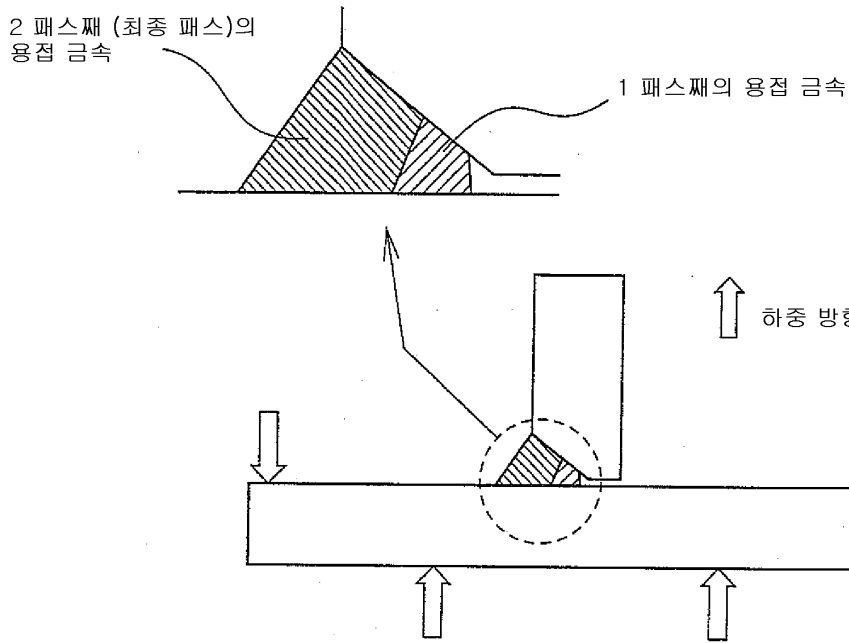
도면9



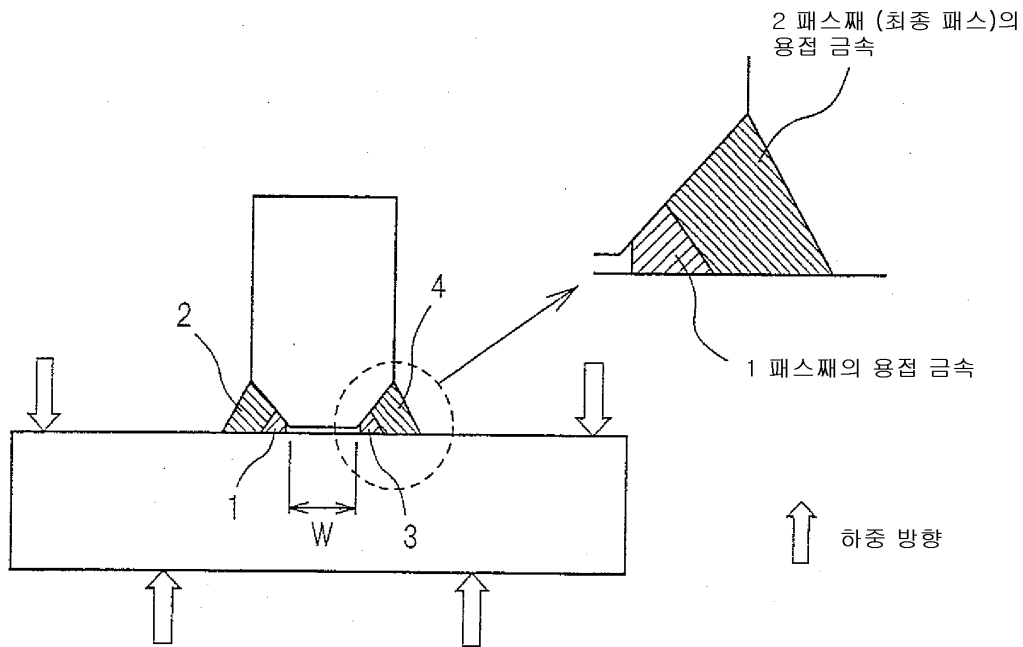
도면10



도면11



도면12



도면13

