



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2015-0144801
 (43) 공개일자 2015년12월28일

- | | |
|--|---|
| <p>(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
 <i>B21D 28/00</i> (2006.01) <i>B21D 28/24</i> (2006.01)
 <i>B21D 37/16</i> (2006.01) <i>C21D 1/18</i> (2006.01)
 <i>C21D 1/673</i> (2006.01) <i>C21D 9/00</i> (2014.01)
 <i>C22C 38/00</i> (2006.01) <i>C22C 38/18</i> (2006.01)</p> <p>(52) CPC특허분류
 <i>B21D 28/00</i> (2013.01)
 <i>B21D 28/24</i> (2013.01)</p> <p>(21) 출원번호 10-2015-7033100
 (22) 출원일자(국제) 2014년05월09일
 심사청구일자 2015년11월19일
 (85) 번역문제출일자 2015년11월19일
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2014/062534
 (87) 국제공개번호 WO 2014/181882
 국제공개일자 2014년11월13일
 (30) 우선권주장
 JP-P-2013-099243 2013년05월09일 일본(JP)</p> | <p>(71) 출원인
 신닛테츠스미킨 카부시카이샤
 일본 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고</p> <p>(72) 발명자
 마츠노 다카시
 일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시카이샤 내
 세키토 요시히토
 일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우찌 2쵸메 6방 1고 신닛테츠스미킨카부시카이샤 내
 (뒷면에 계속)</p> <p>(74) 대리인
 장수길, 성재동</p> |
|--|---|

전체 청구항 수 : 총 14 항

(54) 발명의 명칭 **표층 세립화 열간 전단 가공 방법 및 표층 세립화 열간 전단 가공 부품**

(57) 요약

강관을, Ac3~1400℃의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 금형에 설치하여 전단 가공을 행하고, 계속해서, 급냉하여 쿨링 처리하는 강관의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법에 있어서, 전단 가공을 개시하는 온도를, 강관의 측정된 Ar3에 대해, 30~140℃를 더한 온도(℃)로 한다.

(52) CPC특허분류

B21D 37/16 (2013.01)
C21D 1/18 (2013.01)
C21D 1/673 (2013.01)
C21D 9/00 (2013.01)
C22C 38/00 (2013.01)
C22C 38/18 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)
C21D 2211/008 (2013.01)
C21D 2221/10 (2013.01)

(72) 발명자

스즈키 다마키

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 신타테즈스미킨카부시카이사 내

가와사키 가오루

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 신타테즈스미킨카부시카이사 내

세토 아츠시

일본 1008071 도쿄도 치요다쿠 마루노우치 2초메
6방 1고 신타테즈스미킨카부시카이사 내

명세서

청구범위

청구항 1

탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강판을, Ac3~1400℃의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 금형에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 켄칭 처리하는 열간 전단 가공 방법에 있어서, 상기 전단 가공을 개시하는 온도를, 미리 측정한 상기 강판의 Ar3에 30~140℃를 더한 온도(℃)로 하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 2

탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강판을, Ac3~1400℃의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 금형에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 켄칭 처리하는 열간 전단 가공 방법에 있어서, 상기 전단 가공을 개시하는 온도를, 미리 측정한 상기 강판의 Ar3에 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량에 40~60의 계수를 곱한 것으로서 산출되는 값을 더한 온도(℃)로 하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 3

제2항에 있어서,

상기 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량을, 상기 전단 가공부의 전단면으로부터 상기 전단면의 법선 방향에서 강판의 내측으로 상기 강판의 판 두께의 5~20%의 범위이며, 또한 당해 전단 가공부의 버어측의 하면으로부터 상기 강판의 판 두께 방향으로 당해 강판의 판 두께의 20~50%의 범위인 영역의 상당 소성 변형량의 평균값으로서 산출하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 4

제2항 또는 제3항에 있어서,

상기 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량을, 강판 온도가 500~800℃의 응력·변형선도에 기초하여 행하는 수치 시뮬레이션에 의해 산출하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 5

제2항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량을, 하기 식 (1)의 Mises의 항복 함수에 기초하여 산출하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

[식 1]

$$\bar{\sigma}_p = \sqrt{\frac{2}{3}(d \epsilon_{xx}^2 + d \epsilon_{yy}^2 + d \epsilon_{zz}^2 + 2d \epsilon_{xy}^2 + 2d \epsilon_{yz}^2 + 2d \epsilon_{zx}^2)} \quad (1)$$

청구항 6

제1항 또는 제2항에 있어서,

강판이 금형에 접촉하고 나서 강판의 전단 가공을 개시할 때까지 3초 이내인, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 7

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 금형에 상기 강판을 접촉시킴으로써 상기 급냉을 행하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 8

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 금형의 강관 접촉부에 형성한 구멍으로부터 분출되는 물이, 상기 강관 접촉부에 형성된 홈을 통과함으로써 상기 급냉을 행하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 9

제1항 또는 제2항에 있어서,

상기 강관에 대한 상기 가열과 상기 전단 가공 사이에, 당해 강관에 파단을 수반하지 않는 프레스 성형을 행하는, 표층 세립화 열간 전단 가공 방법.

청구항 10

탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관의 전단 가공부에 있어서 파단면으로부터 전단면의 법선 방향에서 강관의 내측으로 100 μ m의 범위의 표층은, 페라이트상과 잔부로 이루어지고, 상기 잔부는 결정립경이 3 μ m 이하의 베이나이트상, 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상 중 적어도 1상, 및 시멘타이트 및 생성 불가피한 개재물을 갖고, 상기 페라이트상의 평균 입경은 3 μ m 이하이며, 또한 에스펙트비 3 이상의 입자를 개수로 5% 이상 포함하고, 또한 해당 100 μ m의 범위 외는 마르텐사이트와 생성 불가피한 개재물 또는, 베이나이트와 마르텐사이트 및 생성 불가피한 개재물로 구성되는, 표층 세립화 열간 전단 가공 부품.

청구항 11

제10항에 있어서,

상기 표층에 있어서 상기 시멘타이트의 개수 밀도가 0.8개/ μ m³ 이하이며, 또한 당해 시멘타이트의 최대 길이가 3 μ m 이하인, 표층 세립화 열간 전단 가공 부품.

청구항 12

제10항 또는 제11항에 있어서,

EBSD(전자선 후방 산란 회절법) 관찰에 의해 측정되는 상기 베이나이트상 및 마르텐사이트상 및 잔류 오스테나이트상을 합제한 상기 표층에 있어서의 면적률이 10~50%인, 표층 세립화 열간 전단 가공 부품.

청구항 13

탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관을, Ac3~1400 $^{\circ}$ C의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 금형에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 켄칭 처리함으로써 제조되고, 또한 상기 전단 가공을 개시하는 온도가 미리 측정된 상기 강관의 Ar3에 30~140 $^{\circ}$ C를 더한 온도($^{\circ}$ C)로 된, 표층 세립화 열간 전단 가공 부품.

청구항 14

탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관을, Ac3~1400 $^{\circ}$ C의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 금형에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 켄칭 처리함으로써 제조되고, 또한 상기 전단 가공을 개시하는 온도가, 미리 측정된 상기 강관의 Ar3에 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량에 40~60의 계수를 곱한 것으로서 산출되는 값을 더한 온도($^{\circ}$ C)로 된, 표층 세립화 열간 전단 가공 부품.

발명의 설명

기술 분야

[0001] 본 발명은 자동차, 선박, 교량, 건설 기계, 각종 플랜트 등에 사용하는, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법 및 표층 세립화 열간 전단 가공 부품에 관한 것이다.

배경 기술

[0002] 종래부터 자동차, 선박, 교량, 건설 기계, 각종 플랜트 등에 사용하는 금속 재료(강관)에 대해 펀치와 다이에

의한 전단 가공이 실시되는 경우가 많다. 최근은, 안전성과 경량화의 관점으로부터, 각종 부재의 고강도화가 진행되고, 「프레스 기술」, Vol.46 No.7, 36-41페이지(이하, 「비특허문헌 1」이라고 함)에 개시되어 있는 바와 같은, 프레스 성형과 열처리를 거의 동시에 행하여, 고강도 부재를 성형하는 퀴치 프레스가 행해진다.

[0003] 통상의 냉간 프레스품에 대해서는, 프레스 성형 후에, 편칭이나 트립과 같은 전단 가공이 실시된다. 그러나, 퀴치 프레스품에 대해 성형 후에 전단 가공을 행하면, 부재 경도가 높기 때문에 전단 공구의 수명이 현저하게 짧아진다. 또한, 전단 가공부의 잔류 응력에 기인하여 지연 파괴가 발생하는 것이 우려된다. 따라서, 퀴치 프레스품에 대해서는, 전단 가공이 아니라 레이저 절단이 행해지는 경우가 많다.

[0004] 그러나, 레이저 절단은 비용이 들기 때문에, 전단 가공 후에 열처리를 행하는 방법[예를 들어, 일본 특허 공개 제2009-197253호 공보(이하, 「특허문헌 1」이라고 함) 참조], 열간 프레스와 동시에 퀴칭을 행하기 전에 전단 가공을 행함으로써, 전단 가공부의 잔류 응력을 저감시키는 방법[예를 들어, 일본 특허 공개 제2005-138111호 공보(이하, 「특허문헌 2」라고 함), 일본 특허 공개 제2006-104526호 공보(이하, 「특허문헌 3」이라고 함), 일본 특허 공개 제2006-83419호 공보(이하, 「특허문헌 4」라고 함) 참조], 전단 가공부의 냉각 속도를 완만하게 하여 퀴칭 경도를 저하시키는 방법[예를 들어, 일본 특허 공개 제2003-328031호 공보(이하, 「특허문헌 5」라고 함) 참조], 국부 통전 가열을 행하여 전단 가공 예정부만을 연화시켜 가공하는 방법[예를 들어, 「CIRP Annals-Manufacturing Technology」 57(2008), p.321-324(이하, 「비특허문헌 2」라고 함) 참조], 고강도 강판의 전단 가공면의 표층 조직을 제어함으로써, 지연 파괴성을 개선한 전단 가공에 관한 기술[일본 특허 공개 제2012-237041호 공보(이하, 「특허문헌 6」이라고 함) 참조] 등이, 지금까지 제안되고 있다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0005] 특허문헌 1~6에 개시된 방법 및 비특허문헌 2에 개시된 방법에는, 몇 가지의 과제가 존재한다. 특허문헌 1에 개시된 방법은, 특정한 소재에만 사용할 수 있는 방법이며, 또한 퀴칭된 소재를 전단 가공하는 방법이므로, 공구 수명이 저하되는 문제는 해결되지 않는다.

[0006] 특허문헌 2~4에 개시된 방법은, 강판의 변형 저하에 기인하는 전단 가공부의 잔류 응력을 저감시킬 수 있지만, 공구 시징, 퀴칭 시에 있어서의 금형 접촉의 불균일성에 기인하는 열응력 및 강판의 변태에 수반되는 잔류 응력을 저감시킬 수 없다. 따라서, 열간 전단 가공부의 연성이 낮은 경우에는, 지연 파괴가 발생하는 문제는 해결되지 않는다. 또한, 열간 전단 가공부의 연성을 향상시키는 방법에 대해서는 기재되어 있지 않다.

[0007] 특허문헌 5에 개시된 방법은, 강판의 전단 가공부가 경화되지 않으므로 연성 향상이 가능하다고 생각되지만, 냉각 속도를 느리게 하는 분만큼 가공 시간이 길어지고, 비용이 상승한다. 또한, 비특허문헌 2에 개시된 방법은, 새롭게 전단 가공용의 통전 가열 장치를 설치한 금형을 준비할 필요가 있어, 비용이 상승한다.

[0008] 특허문헌 6에 개시된 방법은, 지연 파괴성을 개선하는 효과가 있어 우수하지만, 전단 가공 개시 온도는 피가공재의 재질이나 냉각 속도에 관계없이 400℃~900℃로 규정되어 있다. 이로 인해, 피가공재의 재질이나 가공 조건에 따라서는 지연 파괴가 발생하는 온도 영역(저온측)에서 전단 가공하는 경우가 발생할 수 있다. 반대로, 지연 파괴가 발생하지 않도록 필요 이상으로 고온에서 전단 가공하면 열팽창량이 크고, 상온으로 복귀된 때의 치수 변화가 크다. 이 결과, 가공 부품의 치수 오차가 커진다. 이로 인해, 실제의 열간 전단 조건에 입각하여, 전단 가공 온도를 저온측으로 치밀하게 제어하면, 가공 부품의 가공 정밀도를 가일층 향상시키면서 지연 파괴를 억제할 수 있을 가능성이 남아 있다.

[0009] 특허문헌 6에서는, 전단부의 표면에 미세한 페라이트가 있는 경우에는 지연 파괴가 발생하지 않는다고 하는 것을 개시하고 있다. 그러나, 예를 들어 실시예의 표 1에서의 강판 성분 A8이나 A9에서 얻어진 결과인 표 5의 강판 A8을 사용한 실험 번호 36-40에서는 동일한 가열 조건과 유지 조건, 동일한 전단 가공 온도와 냉각 속도로 가공해도 조직이 변동되어 지연 파괴가 일어나는 경우도 있다. 또한, 표 5의 강판 A9를 사용한 결과에서도 마찬가지이었다.

[0010] 본 발명은 이상의 과제를 해결하도록, 가공 시간이나 새로운 공정수를 증가시키는 일 없이, 열간 전단 가공부에서 발생하는 지연 파괴를 방지하는 것 및 제품의 가공 정밀도를 높이는 것을 과제로 하고, 해당 과제를 해결하는 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공하는 것 및 이들 요구를 만족시킨 표층 세립화 열간 전단 가공 부품을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0011] 본 발명자들은, 상기 과제를 해결하는 방법에 대해 예의 검토하였다. 그 결과, 전단 가공을 개시하는 온도(전단 가공 개시 온도)를 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량에 기초하여 적정 범위로 설정하면, 전단 가공부에 높은 잔류 응력이 존재하고 있어도, 지연 파괴가 발생하지 않는 것을 발견하였다.

[0012] 즉, 가공부의 상당 소성 변형량은 가공 시의 온도, 가공 전의 조직(페라이트인지 오스테나이트인지)에 의해 영향받지만, 가공부의 상당 소성 변형량과 가공 온도에 따라 가공 후의 조직 변화가 상이하다. 어떻게 상이한지에 대해서는, 강판의 조성, 가공 전에 프레스 가공이 행해지는 경우에는 해당 프레스 가공의 조건과 이것에 수반되는 온도 이력이 기여한다. 이들 모든 인자를 고려하여 가공 온도를 적정화함으로써 전단 가공부에 높은 잔류 응력이 존재하고 있어도 지연 파괴가 발생하지 않고 치수 정밀도가 향상되는 조건을 발견하였다.

[0013] 특히, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상이며, 전단 냉각 후의 냉간 가공성을 고려하면, 바람직하게는, 탄소 함유율이 0.48질량% 이하의, JIS G 4051에서 규정되는 기계 구조용 탄소강에 있어서, 방냉 시에 있어서의 실측 Ar3 점이 대략 500℃ 이하이면, 본 발명을 적용할 수 있는 것을, JIS G 4051의 S17C, S25C, S35C 및 S45C의 냉간 압연 강판에서 확인하였다.

[0014] 본 발명은 상기 지견에 기초하여 이루어진 것으로, 그 요지는, 이하와 같다.

[0015] 본 발명의 제1 형태는, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강판을, Ac3~1400℃의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 급냉에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 켈칭 처리하는 열간 전단 가공 방법에 있어서, 상기 전단 가공을 개시하는 온도를, 미리 측정한 상기 강판의 Ar3에 30~140℃를 더한 온도(℃)로 하는 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0016] 본 발명의 제2 형태는, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강판을, Ac3~1400℃의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 급냉에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 켈칭 처리하는 열간 전단 가공 방법에 있어서, 상기 전단 가공을 개시하는 온도를, 미리 측정한 상기 강판의 Ar3에 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량에 40~60의 계수를 곱한 것으로서 산출되는 값을 더한 온도(℃)로 하는 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0017] 본 발명의 제3 형태는, 상기 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량을, 상기 전단 가공부의 전단면으로부터 상기 전단면의 법선 방향에서 강판의 내측으로 상기 강판의 판 두께의 5~20%의 범위이며, 또한 당해 전단 가공부의 버어측의 하면으로부터 상기 강판의 판 두께 방향으로 당해 강판의 판 두께의 20~50%의 범위인 영역의 상당 소성 변형량의 평균값으로서 산출하는 본 발명의 제2 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0018] 본 발명의 제4 형태는, 상기 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량을, 강판 온도가 500~800℃의 응력·변형선도에 기초하여 행하는 수치 시뮬레이션에 의해 산출하는, 본 발명의 제2 또는 제3 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0019] 본 발명의 제5 형태는, 상기 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량을, 하기 식 (1)의 Mises의 항복 함수에 기초하여 산출하는, 본 발명의 제2~제4 중 어느 1 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0020] [식 1]

$$\overline{\sigma}_P = \sqrt{\frac{2}{3}(d \epsilon_{xx}^2 + d \epsilon_{yy}^2 + d \epsilon_{zz}^2 + 2d \epsilon_{xy}^2 + 2d \epsilon_{yz}^2 + 2d \epsilon_{zx}^2)} \quad (1)$$

[0021] 본 발명의 제6 형태는, 강판이 급냉에 접촉하고 나서 강판의 전단 가공을 개시할 때까지 3초 이내인, 본 발명의 제1 또는 제2 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0023] 본 발명의 제7 형태는, 상기 급냉에 상기 강판을 접촉시킴으로써 상기 급냉을 행하는, 본 발명의 제1 또는 제2 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

[0024] 본 발명의 제8 형태는, 상기 급냉의 강판 접촉부에 형성된 구멍으로부터 분출되는 물이, 상기 강판 접촉부에 형성된 홈을 통과함으로써 상기 급냉을 행하는, 본 발명의 제1 또는 제2 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.

- [0025] 본 발명의 제9 형태는, 상기 강관에 대한 상기 가열과 상기 전단 가공 사이에, 당해 강관에 파단을 수반하지 않는 프레스 성형을 행하는, 본 발명의 제1 또는 제2 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법을 제공한다.
- [0026] 본 발명의 제10 형태는, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관의 전단 가공부에 있어서 파단면으로부터 전단면의 법선 방향에서 강관의 내측으로 100 μ m의 범위의 표층은, 페라이트상과 잔부로 이루어지고, 상기 잔부는 결정립경이 3 μ m 이하의 베이나이트상, 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상 중 적어도 1상, 및 시멘타이트 및 생성 불가피한 개재물을 갖고, 상기 페라이트상의 평균 입경은 3 μ m 이하이며, 또한 에스펙트비 3 이상의 입자를 개수로 5% 이상 포함하고, 또한 해당 100 μ m의 범위 외는 마르텐사이트와 생성 불가피한 개재물 또는, 베이나이트와 마르텐사이트 및 생성 불가피한 개재물로 구성되는 표층 세립화 열간 전단 가공 부품을 제공한다.
- [0027] 본 발명의 제11 형태는, 상기 표층에 있어서 상기 시멘타이트의 개수 밀도가 0.8개/ μ m³ 이하이며, 또한 당해 시멘타이트의 최대 길이가 3 μ m 이하인, 본 발명의 제10 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 부품을 제공한다.
- [0028] 본 발명의 제12 형태는, EBSD(전자선 후방 산란 회절법) 관찰에 의해 측정되는 상기 베이나이트상 및 마르텐사이트상 및 잔류 오스테나이트상을 합계한 상기 표층에 있어서의 면적률이 10~50%인, 본 발명의 제10 또는 제11 형태에 의한 표층 세립화 열간 전단 가공 부품을 제공한다.
- [0029] 본 발명의 제13 형태는, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관을, Ac3~1400 $^{\circ}$ C의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 급냉에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 퀴칭 처리함으로써 제조되고, 또한 상기 전단 가공을 개시하는 온도가 미리 측정된 상기 강관의 Ar3에 30~140 $^{\circ}$ C를 더한 온도($^{\circ}$ C)로 된 표층 세립화 열간 전단 가공 부품을 제공한다.
- [0030] 본 발명의 제14 형태는, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강관을, Ac3~1400 $^{\circ}$ C의 범위에서 가열·유지하여 오스테나이트화를 행한 후, 급냉에 설치하여 전단 가공을 행하고, 급냉하여 퀴칭 처리함으로써 제조되고, 또한 상기 전단 가공을 개시하는 온도가, 미리 측정된 상기 강관의 Ar3에 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량에 40~60의 계수를 곱한 것으로서 산출되는 값을 더한 온도($^{\circ}$ C)로 된 표층 세립화 열간 전단 가공 부품을 제공한다.

발명의 효과

- [0031] 본 발명의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법 및 표층 세립화 열간 전단 가공 부품에서는, 가공 시간이나 새로운 공정을 증가시키는 일 없이, 전단 가공부에 있어서의 지연 파괴를 억제하고, 치수 정밀도가 우수한 가공 부품을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0032] 도 1a는 펀치와 다이에 의한 펀칭 전단 가공의 형태를 도시하는 모식도이다.
- 도 1b는 펀치와 다이에 의한 트립 전단 가공의 형태를 도시하는 모식도이다.
- 도 2는 강관의 전단 가공부의 형태를 도시하는 도면이다.
- 도 3은 온도 이력과 Ar3점의 관계를 나타내는 도면이다.
- 도 4a는 시험 A에서 사용한 열간 전단 가공 장치의 전단 가공 전의 상태를 도시하는 도면이다.
- 도 4b는 시험 A에서 사용한 열간 전단 가공 장치의 전단 가공 중의 상태를 도시하는 도면이다.
- 도 4c는 시험 A에서 사용한 열간 전단 가공 장치의 전단 가공 후의 상태를 도시하는 도면이다.
- 도 5는 비교예의 투과형 전자 현미경을 사용한 레플리카법에 의해 관찰한, 전단 가공부의 표층의 개재물(레플리카법·투과 전자 현미경상)을 나타내는 도면이다.
- 도 6a는 상당 소성 변형을 평균화하는 영역을 도시하는 도면이다.
- 도 6b는 실제로 열간 전단 가공한 전단 가공부에 있어서의 미세 조직이 형성된 영역을 도시하는 도면이다.
- 도 7은 실시예 1에 의해 얻어진 금속 조직(EBSD상)의 예이다.
- 도 8은 실시예 1에 의해 얻어진 금속 조직의 개재물(레플리카법·투과 전자 현미경상)의 예이다.

도 9a는 시험 B에서 사용한 열간 전단 가공 장치의 굽힘 가공 상태를 도시하는 도면이다.

도 9b는 시험 B에서 사용한 열간 전단 가공 장치의 전단 가공 상태를 도시하는 도면이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[제1 실시 형태]

이하, 본 발명의 제1 실시 형태에 관한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법 및 표층 세립화 열간 전단 가공 부품에 대해 상세하게 설명한다.

우선, 일반적인 전단 가공에 대해 설명하고, 전단 가공된 전단 가공 부품의 전단 가공부에 대해 설명한다.

도 1a, 도 1b에 도시한 바와 같이, 다이(3) 상에 설치된 강관(1)에 대해 펀치(2)가 하강함으로써, 펀칭 전단 가공 또는 트립 전단 가공이 행해진다. 이때, 강관(1)의 전단 가공부(8)는 도 2에 도시한 바와 같이, (a) 강관(1)이 펀치(2)에 의해 전체적으로 압입되어 형성되는 언더컷(4)과, (b) 펀치(2)와 다이(3)의 클리어런스[펀치(2)와 다이(3)의 간극]에 강관(1)이 끌여 들어지고, 국소적으로 잡아 늘여져 형성되는 전단면(5)과, (c) 펀치(2)와 다이(3)의 클리어런스에 끌여 들어진 강관(1)이 파단되어 형성되는 파단면(6)과, (d) 강관(1)의 이면에 발생하는 버어(7)에 의해 구성된다.

또한, 이하의 실시 형태의 설명에 있어서도, 동일한 구성 요소에 대해서는 동일한 참조 부호를 부여하고, 그 상세한 설명을 생략한다.

또한, 본 실시 형태에서는, 「전단 가공부의 표층」이라고 하는 용어를 사용하는데, 이것은 전단 가공부의 표면으로부터 전단면 법선 방향으로 100 μ m까지의 영역을 말한다.

이하, 우선, 열간 전단 가공에 대한 본 발명자들의 지견에 대해 설명하고, 이어서 그 지견에 기초하여 발견된 표면 세립화 열간 전단 가공 방법에 대해 설명하고, 마지막으로 그 가공 방법에 의해 형성된 표면 세립화 열간 전단 가공 부품에 대해 가공 방법의 작용과 함께 설명한다.

본 실시 형태의 열간 전단 가공에서는 0.15질량% 이상이라고 하는 고탄소 영역의 강관을 사용한다. 이 강관의 오스테나이트로부터 페라이트에의 상태도에서의 변태 개시 온도(Ae3점)는 800~900℃이다. 또한, 오스테나이트의 상태에서 크게 소성 변형된 부분은 가령 급냉했다고 해도 마르텐사이트 변태가 일어나지 않고, 페라이트로 변태된다. 따라서, 상태도를 기준으로 한 오스테나이트 단상의 온도 영역에서 가공한 후에 급냉하면, 소성 변형의 큰 전단 가공부의 표층이 거의 모두 페라이트로 되고, 그 이외의 소성 변형되어 있지 않은 부분은 마르텐사이트로 된다. 단, 가공 온도가 높은 경우에는 열변형으로 인해 치수 정밀도가 나빠진다. 또한, 상태도를 기준으로 하는 오스테나이트와 페라이트가 혼합된 온도 영역에서 가공하면 소성 변형된 페라이트에 기인하여 지연 파괴의 발생에 편차가 발생한다고 하는 문제가 있었다.

따라서, 본 발명자들은, 강관을 균열 처리한 후에 전단 가공을 개시하는 온도(전단 가공 개시 온도)를 바꾸어 전단 가공을 행하는 실험하였다. 또한, 이 전단 가공 개시 온도는, 강관의 전단 가공 위치로부터 3~5mm 이격된 위치에서 판 두께 방향의 중앙에 열전대를 매립하여, 전단 가공 개시 시의 온도를 측정하였다. 강관이 금형에 접촉하면 방열되어 온도가 저하되기 때문에, 강관을 금형에 접촉시키고 나서 전단 가공 개시까지를 3초 이내로 하였다.

또한, 본 실시 형태에 있어서, 「금형」이라 함은, 전단 가공 시에 사용하는 다이(3)와 패드(9)(도 4a 참조)를 말한다. 또한, 「강관을 금형에 접촉시키고 나서」라 함은, 다이(3) 또는 패드(9) 중 어느 한쪽에 강관(1)을 접촉시킨 시점으로부터를 말한다.

그 결과, 강관의 전단 가공부(파단면)에 지연 파괴가 발생하지 않고 치수 정밀도가 좋아지는 온도 범위가 있고, 이 온도 범위는 가공 조건이나 강관의 성분에 따라 상이한 것을 본 발명자들은 발견하였다. 또한, 본 발명자들은 전단 가공 전의 강관의 냉각을 제어하는 것도, 전단 가공부(파단면)의 지연 파괴나 가공 부품의 치수 정밀도에 영향을 미치는 것을 아울러 발견하였다.

또한, 전단 가공 개시 온도를 후술하는 바와 같이 적정한 온도로 하면 미세한 페라이트에 추가하여, 미세한 베이나이트나 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트가 더해지고, 또한 시멘타이트가 감소되어 가는 지견을 얻었다.

미세한 페라이트 조직은, 일반적으로, 마르텐사이트 조직보다도 인성이 높다. 따라서, 이 고인성의 미세 페라이트 조직이 전단 가공부의 표층에 존재하면, 지연 파괴는 억제된다.

- [0046] 이 전단 가공 개시 온도는 열간 전단 가공에서의 온도 변화를 고려하고, 또한 전단 가공 변형의 크기에 대해 계산을 행함으로써 적절한 온도 범위를 구하였다.
- [0047] 먼저, 강판을 950℃까지 가열하고, 90초 유지한 강판을 4개의 뾰족한 바늘 상에 설치한 상태(이하, 「핀 지지」라고 하는 경우가 있음)에서 냉각한 후에 변태 온도를 측정하였다. 온도 측정은, 강판에 매립한 열전대에 의해 행하였다.
- [0048] 측정한 Ar3점은, 상태도와 같은 냉각 속도 0의 가정은 아니고, 어떤 유한한 냉각 속도에 있어서의 FCC 결정인 오스테나이트 조직으로부터 페라이트 등의 BBC 결정 조직으로 변태되기 시작하는 온도이다.
- [0049] 이 측정한 Ar3점은, 상태도에서 나타내어진 오스테나이트로부터 페라이트로의 변태 온도(Ae3점)와는 200~300℃로 크게 상이하였다. 또한, 금형에 면 접촉한 상태(켄칭되지 않는 정도이지만 핀 지지에 비해 냉각 속도가 빠름)에서 Ar3점을 측정한 바, Ae3점에 비해 400℃ 정도 낮은, 즉 핀 지지에 비해 100℃ 정도 낮은 값이었다.
- [0050] Ar3점이 Ae3점보다도 낮은 것은 금속 재료의 분야에서는 기술 상식이다. 그러나, 그 정량적인 차에 대해서는 명확하지 않다. 본 발명자들의 시행에 의해, 열간 전단 가공에 있어서는 상기한 바와 같이 매우 큰 차로써 나타나는 것이 명확해졌다.
- [0051] 참고로, 상기 측정 방법(핀 지지)으로 Ar3점을 측정한 결과를 도 3에 나타낸다. 강판은 주로 판 두께 1.5mm의 것을 사용하였다. 가공에 사용하는 강판의 판 두께의 범위는 0.5mm~3.0mm 정도이다. 또한, Ar3점은 오스테나이트로부터 페라이트로 변태 개시 온도이기 때문에, 그 측정에 전단 가공이나 켄칭(급냉) 공정을 포함할 필요는 없다. 따라서, 도 3의 그래프에는 켄칭 공정이 포함되어 있지 않다.
- [0052] 도 3에 있어서는, 당초, 냉각 속도가 7℃/s이었던 바, 냉각 개시로부터 50초 경과 시에 그 냉각 속도가 급격하게 저하되어 있다. 이 강판의 냉각 속도가 1℃/s 이하로 된 강판의 온도(약 680℃)가 변태 온도(Ar3점)로서 동정된다. Ar3점 측정 시에는, 강판이 그대로 실온까지 냉각되지만, 실제로는 Ar3점보다도 높은 온도에서 전단 가공이 개시되고, 그 후 켄칭 공정이 행해진다.
- [0053] 또한, 본 실시 형태에서는 상술한 핀 지지의 경우와 동일한 방법을 사용하여 실제의 가공의 판 설치 조건에 있어서 측정한 Ar3 온도를 「측정한(강판의) Ar3」이라고 정의한다. 이 측정 시의 냉각 속도는 대략 5℃/s 내지 30℃/s 정도(방냉 상태)로 되는 경우가 많다.
- [0054] 또한, 상기 실험을 예비 시험으로서 실시하여 적절한 열간 전단 가공 조건을 파악해 두면, 실제의 양산 공정 단계에서는, 적절한 강판의 균열 온도 관리 및 강판을 금형에 두고 나서 전단 가공 개시까지의 시간 관리를 행하면, 반드시 열전대를 매립한 금형을 준비하여 전단마다 전단 가공 개시 시에 전단되는 강판의 표면 온도를 측정하여 조업해야 하는 것은 아니다. 또한, 양산 공정에서 강판의 표면 온도를 측정하여 조업하는 경우에는, 열간 전단 가공 직전에 방사 온도계로 강판의 표면 온도를 측정해도 된다.
- [0055] 이어서, 상술한 바와 같이 전단 가공에 의한 소성 변형이 전단 가공부의 조직에 관련되는 점에서, 본 발명자들은 수치 계산에 의한 전단 가공부 근방의 소성 변형의 도출을 행하였다. 여기서, 소성 변형은, 상당 소성 변형으로서 평가하였다.
- [0056] 실제의 가공이 측정한 Ar3 온도보다 높은 영역에서 가공되는 점에서, 계산의 전제로서는, 강판의 변형 저항 등의 기계 특성의 수치는 오스테나이트의 값으로 하였다. 또한, 오스테나이트의 기계 특성의 온도 의존성은 핫스탬핑에 널리 사용되는 22MnB5 상당 강의 열간 인장 시험(강판을 Ac3점 이상의 온도까지 가열한 후에, 소정의 온도까지 방냉하고, 그 후에 인장 시험을 행함)에 있어서의 실측값을 사용하였다. 또한, 이와 같은 온도 의존성은 예를 들어 「Hongsheng Liu, Jun Bao, Zhongwen Xing, Dejin Zhang, Baoyu Song, and Chengxi Lei; "Modeling and FE Simulation of Quenchant High Strength Steels Sheet Metal Hot Forming Process", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 20(6), 2011, pp.894-pp.902」(이하, 「비특허문헌 3」이라고 하는 경우가 있음)에 기재되어 있고, 실시자가 실제로 측정하지 않고 이와 같은 문헌값을 사용할 수도 있다.
- [0057] 수치 계산에 의해 얻어진 소성 변형은 전단 가공면의 표면이 가장 크고 표면으로부터 이격됨에 따라 작아졌다. 또한, 소정의 온도 범위라면 전단 가공부에서 100% 이상의 상당 소성 변형이 발생하는 영역과, 실제로 미세 조직이 발생한 영역이 일치하는 것을 알 수 있었다.
- [0058] 또한, 수치 계산에 의해 얻어지는 값은 해석자에 의한 편차가 우려된다. 따라서, 발명자들은 복수개의 강종, 해석자, 소프트웨어 수치 계산을 행하고, 상기한 전단 가공부의 전단면의 법선 방향에서 100% 이상의 상당 소성

변형이 발생하는 영역(거리)과 미세 조직이 발생한 전단면 법선 방향의 영역(거리)이 일치하는 온도 범위는, 측정한 Ar3보다도 대략 30~140℃ 높은 온도 범위인 결과를 얻었다.

- [0059] 여기서, 측정한 Ar3에 140℃를 더한 온도보다도 높은(이하, 「Ar3+140℃ 초과」라고 기재하는 경우가 있음) 온도 영역에서는, 계산에서 얻어진 전단 가공부의 전단면 법선 방향에서 100% 정도의 상당 소성 변형이 발생하는 영역 쪽이 가공 부품의 전단 가공부의 실제의 미세 영역보다도 커졌다. 이 미세 영역의 조직의 구성을 분석하면, 대부분이 페라이트와 탄화물이었다. 한편, 표층 이외는 마르텐사이트이다.
- [0060] 페라이트와 마르텐사이트는 그 결정 구조와 원소의 고용 상태의 차이로부터 체적이 상이하다. 따라서, 전단 가공부의 표층에 형성된 미세 조직 영역이 넓게, 또한 미세 조직의 대부분이 페라이트로 구성되면, 미세한 페라이트와 마르텐사이트의 경계 면적이 증가한다. 이 결과, 가공 부품의 치수 정밀도가 악화된다. 또한, 열변형을 고려하면 전단 가공 개시 온도가 높을수록 가공 부품의 치수 정밀도가 악화되게 된다.
- [0061] 또한, 전단 가공 개시 온도가 측정한 Ar3에 30℃를 더한 온도 미만(이하, 「Ar3+30℃ 미만」이라고 기재하는 경우가 있음)의 경우에는, 100% 이상의 상당 소성 변형이 발생하는 영역보다도 실제의 미세 영역 쪽이 작다. 또한, 100% 이상의 상당 소성 변형이 발생하는 영역이 작아지기 때문에, 그 영역보다도 작은 실제의 미세 조직 영역은 매우 작아진다. 또한 측정한 Ar3+30℃ 미만의 온도에서는 내부의 열 분포의 영향으로 오스테나이트의 일부가 페라이트로 변태되기 시작하고 있고, 그와 같은 페라이트는 전단 가공에 의해 소성 변형된다. 이 결과, 가공 부품의 전단 가공부의 표면의 잔류 응력이 과잉으로 되어 지연 파괴의 위험성이 증가하는 것도 알 수 있었다.
- [0062] 한편, 전단 가공 개시 온도가 Ar3+30℃ 초과라면 오스테나이트가 페라이트로 변태를 개시하기 이전에 강판을 전단 가공하게 되고, 페라이트에 의한 전단 가공부의 잔류 응력이 과잉으로 되는 점이 회피된다.
- [0063] 이상의 지견에 기초하여, 본 실시 형태에 관한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법은, 이하와 같이 구성하였다.
- [0064] 우선, 시험에 사용한 전단 가공 장치를 간단하게 설명한다. 도 4a에 도시한 바와 같이, 전단 가공 장치(10)는 강판(1)이 설치되는 다이(3)와, 다이(3)의 상부에 배치되고, 다이(3)에 설치된 강판(1)을 누르는 패드(12)와, 패드(12)의 내부에 배치되고, 다이(3)의 구멍부(14)에 삽입됨으로써 강판(1)의 소정 범위를 펀칭하는 펀치(2)를 구비한다.
- [0065] 우선, 탄소 함유율이 0.15질량% 이상의 강판(1)을 Ar3+30℃~Ar3+140℃의 범위의 전단 가공 개시 온도보다도 높은 Ac3~1400℃의 범위까지 가열하고, 온도 균일화 처리를 실시한 후, 다이(3) 상에 설치한다(도 4a 참조).
- [0066] 그 후, 도 4b에 도시한 바와 같이, 다이(3) 상의 강판(1)을 패드(12)로 누른 후, 펀치(2)에 의해 강판(1)을 전단 가공한다. 또한, 강판(1)을 다이(3) 상에 설치하고 나서 3초 이내에 강판(1)의 전단 가공을 개시한다. 다이(3)에 강판(1)을 설치하고 나서 전단 가공을 개시할 때까지의 시간(전단 가공 개시 시간)을 제어함으로써, 전단 가공 시의 강판(1)의 온도를 Ar3+30℃~Ar3+140℃의 범위로 제어한다.
- [0067] 도 4c에 도시한 바와 같이, 펀치(2)에 의해 강판(1)의 소정 범위를 펀칭함과 함께, 펀칭된 강판(1)이 다이(3) 및 패드(12)에 의해 급냉됨으로써 켈칭되고, 전단 가공된 가공 부품이 형성된다.
- [0068] 이와 같이 본 실시 형태의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법 및 이 가공 방법에 의해 형성된 표층 세립화 열간 전단 가공 부품(이하, 「가공 부품」이라고 하는 경우가 있음)의 작용에 대해 설명한다.
- [0069] 이와 같이 하여 형성된 가공 부품(강판)의 전단 가공부(8)에서는, 전단면(5)의 법선 방향에서 강판의 내측으로 100 μ m의 범위의 표층은, 적어도 상기 파단면의 일부를 형성하는 페라이트상과 잔부로 이루어지고, 잔부는 베이나이트상, 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상, 및 시멘타이트 및 생성이 불가피한 개재물을 갖는다. 또한, 전단 가공부(8)의 표층에 형성된 페라이트상 및 베이나이트상, 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상은 평균 입경이 3 μ m 이하이다. 또한, 전단 가공부(8)의 표층에는, 에스펙트비 3 이상의 입자가 개수%로 5% 이상 포함되어 있다. 또한, 전단 가공부(8)의 표층 이외는 생성 불가피한 개재물과 마르텐사이트 또는, 마르텐사이트와 베이나이트와 생성 불가피한 개재물의 혼합 조직으로 된다.
- [0070] 즉, 가공 부품은, Ar3점+30℃~140℃로 가열한 강판(1)을 전단 가공하여 형성하였기 때문에, 전단 가공부(8) [파단면(6)](도 2 참조)의 표층에 미세한 페라이트 조직, 마르텐사이트 조직, 베이나이트 조직, 잔류 오스테나이트 조직이 형성되어 있다. 실제로 강판(1)을 전단 가공한 것을 도 6b에 도시한다. 도 6b에 도시한 바와 같이, 전단 가공부(8)에 있어서 파단면(6)으로부터 전단면(5)에 걸쳐 미세한 조직(11)이 표층에 형성되어 있지만,

과단면(6)에 있어서 특히 표면으로부터 100 μ m 정도의 깊이까지 미세한 조직이 형성되어 있다.

- [0071] 미세한 페라이트 조직은, 일반적으로, 마르텐사이트 조직보다도 인성이 높다. 따라서, 이 고인성의 미세 페라이트 조직이 전단 가공부(8)[과단면(6)] 표층에 존재하기 때문에, 자연 파괴에 의한 전단 가공부(8)[과단면(6)]의 자연 파괴의 발생이 억제된다.
- [0072] 또한, 이하에 기재하는 바와 같이, 본 실시 형태의 가공 부품은, 전단 가공부(8)[과단면(6)]의 표층에 형성된 미세한 마르텐사이트 조직, 베이나이트 조직, 잔류 오스테나이트 조직에 의해, 전단 가공부(8)[과단면(6)]에 있어서의 자연 파괴의 발생을 억제할 수 있다.
- [0073] 참고로 도 7에 본 실시 형태의 EBSD에서 얻어진 전단 가공부의 표층의 조직 사진을 나타낸다.
- [0074] 도 7에 있어서, 흑색 부분은 베이나이트상, 마르텐사이트상 또는 잔류 오스테나이트상이다. 사진과 같이 결정립은 에스펙트비 3 이상의 것도 있지만 후술하는 이유로 자연 파괴는 발생하고 있지 않다.
- [0075] 또한, 여기서 「입경」이란, 전단면의 법선 방향에서 강관의 관 두께 방향을 따르는 단면에서 관찰한 경우의 페라이트의 개개의 결정립의 면적을, 동일한 면적의 원으로 치환한 경우의 원 직경, 즉 원 환산 직경(원 상당 직경)을 의미한다.
- [0076] 전단 가공부(8)의 표층은, 미세한 페라이트상의 단상이 아니라, 베이나이트상이나 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상이 존재하고 있다. 일반적으로, 페라이트상 중에 존재하는 베이나이트상이나 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상은 자연 파괴의 원인으로 되는 확산성 수소를 트랩한다. 이로 인해, 미세한 페라이트상 중에 이들상이 존재하는 경우에는, 자연 파괴를 억제하는 효과가 있다.
- [0077] 또한, 베이나이트상이나 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상이 3 μ m 이하로 미세해지면 확산성 수소를 트랩하는 사이트가 더욱 증가하기 때문에, 가일층 자연 파괴를 억제한다.
- [0078] 한편, 시멘타이트는 확산성 수소를 트랩하는 효과가 작고, 자연 파괴 발생의 기점으로 될 수 있으므로 적은 편이 좋다.
- [0079] 또한, 입경이 3 μ m 이하로 미세한 베이나이트상이나 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상이라고 하는 잔부 구성으로 되기 위해서는 에스펙트비가 3을 초과하는 페라이트가 출현하는 것이 불가피하였다. 투과 전자 현미경으로 분석한 바, 에스펙트비가 3을 초과하는 페라이트는 소성 변형이 거의 없거나, 또는 적은 상태이며, 특허문헌 6에 기재되는 바와 같은 소성 변형한 후에 연신된 것이 아니기 때문에, 자연 파괴의 내성에 악영향을 미치는 일은 없었다. 그 작용의 상세에 대해서는 불분명하지만, 상기한 바와 같은 베이나이트상이나 마르텐사이트상, 잔류 오스테나이트상이라고 하는 잔부 구성으로 하기 위해서는 에스펙트비가 3 이상의 페라이트 조직의 존재가 필수로 된다.
- [0080] 이들 조직으로 하기 위해서도, 전단 가공 온도를 Ar3+30 $^{\circ}$ C~Ar3+140 $^{\circ}$ C로 조정할 필요가 있다. 강관은 어떤 냉각 속도로 냉각되어 있으므로 상기한 가공 온도에서는 조직은 오스테나이트인 상태로 있지만 적정량의 가공 변형이 가해지고 마르텐사이트 이외의 다른 상의 변태핵이 이미 생성되어 있다고 생각된다. 이때, 어느 상으로 변태되는지는 냉각 속도가 기여한다.
- [0081] Ar3+140 $^{\circ}$ C 초과이면 냉각 속도가 빠르고, 마르텐사이트로 변태될 수 없는 정도의 가공 변형이 가해지고 있으면 오스테나이트는 냉각 중에 과냉 상태(조직 형태가 존재할 수 있는 온도 영역보다도 온도가 낮음)로 된다. 그와 같은 경우에는 오스테나이트는 미세한 페라이트 조직으로 변태되기 쉽다.
- [0082] 한편, Ar3+140 $^{\circ}$ C 이하이면 페라이트로 변태될 수 없고, 또한 가공 변형의 영향으로 마르텐사이트로도 변태될 수 없는 입자가 발생한다. 이와 같은 입자는 베이나이트로 된다. 또한, 가공 변형이 적고 마르텐사이트로 변태되는 입자도 존재한다. 또한, 이와 같은 불균일한 3개의 상으로의 변태는 일부 오스테나이트에의 탄소 농화를 유기하고, 그와 같은 오스테나이트는 실온이어서도 안정으로 되기 때문에 잔류 오스테나이트로 된다. 이들 상은 미세한 페라이트 입자간에 발생하므로, 그 자신도 3 μ m 이하로 미세해진다.
- [0083] 또한, 이들 조직을 더욱 안정적으로 형성하기 위해서는, 강관이 급형에 접하고 나서 전단 가공 개시까지의 시간을 3초 이내로 하는 것이 바람직하다. 전단 가공 개시까지의 시간이 3초를 초과하면 강관 표면에 스케일이 발생하고, 강관과 급형의 접촉이 불균일해지기 때문이다. 불균일한 접촉에 기인하여 열 불균일이 발생하면, 전단 가공부의 냉각 상태에 편차가 발생해 버린다.
- [0084] 또한, 특허문헌 6의 강관을 Ar3점+140 $^{\circ}$ C 초과로 전단 가공한 때의 과단면의 표층의 시멘타이트의 분포를 도 5

에 나타낸다. 특허문헌 6에서는, 전단 가공 개시 온도를 단순히 400℃~900℃의 온도 영역으로만 설정하고 있으므로 Ar3+140℃ 초과인 경우도 포함하고 있다. 그 경우에는, 예를 들어 도 5에 나타낸 바와 같이, 시멘타이트(C)(원형을 제외한 흑색 부분)의 개수 밀도가 0.8개/μm³ 이상이며, 최대 길이가 3μm 이상으로 된다.

[0085] 한편, 본 실시 형태의 경우에는, 후술하는 시험 결과(도 8)에 나타내는 바와 같이, 강관의 파단면의 표층에 있어서, 시멘타이트(원형을 제외한 흑색 부분)의 개수 밀도가 0.8개/μm³ 이하이며, 또한 그 최대 길이가 3μm 이하로 된다. 발명자들의 경험에 의하면, 이 정도까지 시멘타이트의 개수가 적고, 또한 크기도 작은 경우에 있어서는 시멘타이트 자체가 지연 파괴 발생의 기점으로 되는 것은 거의 일어나지 않는다.

[0086] 또한, 도 7에 나타내는 바와 같이, 강관의 전단 가공부에 있어서의 파단면으로부터 전단면의 법선 방향에서 강관의 내측으로 100μm의 범위에 있어서, EBSD(전자선 후방 산란 회절법) 관찰에 의해 측정되는 상기 베이나이트, 마르텐사이트 또는 잔류 오스테나이트상을 합제한 면적률은 10~50%이다.

[0087] 이것도 발명자들의 경험에 의하면, 이들 상의 합계 면적률이 10% 미만이면 확산성 수소의 흡장을 충분히 행할 수 없고, 지연 파괴의 위험성이 증대한다. 한편, 이들 상의 합계 면적률이 50%를 초과하면, 파단면의 표층에 있어서의 미소 페라이트의 비율이 저하되기 때문에 미소 페라이트에 의한 인성 향상의 효과가 저하되고, 지연 파괴의 위험성이 증가한다. 이들 상의 합계 면적률이 이 범위 외이면 즉시 본 발명의 효과가 상실되는 것은 아니지만, 이 범위 내이면 보다 바람직하다.

[0088] 또한, 전단 가공 후에 강관(1)을 급냉하는 방법은, 본 실시 형태와 같은 급형[다이(3), 패드(12)]의 강관(1)에의 접촉에 의한 급냉으로 한정되는 것이 아니고, 예를 들어 강관(1)에 직접 물을 접촉시켜 강관(1)을 급냉시키는 것이어도 된다. 강관(1)에 물을 접촉시키는 방법으로서, 급형의 강관 접촉부에 형성된 홈에 냉각수를 통과시키는 방법을 들 수 있다.

[0089] 또한, 프레스 성형 후에 전단 가공을 행하는 경우에도, 본 실시 형태의 가공 부품과 마찬가지로 전단 가공부의 지연 파괴를 억제하여 치수 정밀도가 있는 가공 부품을 형성할 수 있다.

[0090] [제2 실시 형태]

[0091] 본 발명의 제2 실시 형태에 관한 표층 세립화 열간 전단 가공 방법에 대해 설명한다. 제1 실시 형태와 동일한 구성 요소에는 동일한 참조 부호를 부여하고, 그 상세한 설명을 생략한다. 또한, 본 실시 형태의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법에 의해 형성된 표층 세립화 전단 가공 부품은, 제1 실시 형태와 마찬가지로 그 작용 효과의 설명은 생략한다.

[0092] 발명자들은 전단 가공부의 전단면 법선 방향에서 100% 정도의 상당 소성 변형이 발생하는 영역과 미세한 페라이트, 마르텐사이트, 베이나이트 잔류 오스테나이트 조직이 발생한 전단면 법선 방향의 영역(거리)이 일치하는 온도 범위는 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량에 40~60의 계수를 곱한 값을 측정된 Ar3에 더한 온도 범위(℃)를 전단 가공 개시 온도로서 설정하면 되는 것을 발견하였다.

[0093] 또한, 본 실시 형태에서는 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량으로서, 하기의 값을 사용하는 것이 적당하다고 생각하였다.

[0094] 도 6a에 도시한 바와 같이, 전단 가공부(8)의 전단면(5)으로부터 전단면(5)의 법선 방향에서 강관(1)의 내측으로, 강관(1)의 판 두께 H의 5~20%의 범위이며, 또한 전단 가공부(8)의 버어(7)측의 하면(12)으로부터 강관(1)의 판 두께 방향으로, 강관(1)의 판 두께 H의 20~50%의 범위인 영역 A(굵은 선 프레임 내)에서 계산에 의해 얻어지는 소성 변형량의 평균값을 전단 가공부의 표층의 상당 소성 변형량으로서 사용하였다.

[0095] 이와 같이 영역 A를 설정함으로써, 해석자나 해석 조건의 차이의 영향이 작은 상당 소성 변형량이 얻어지는 것을 지견하였다. 이 값은 후술하는 바와 같이 상당 소성 변형량으로서 합리적인 수치라고 생각할 수 있지만, 계산 수단에 따라 다른 보정 변형의 값을 사용해도 된다.

[0096] 또한, 상기한 가공부의 표층의 상당 소성 변형량은 500℃~800℃의 온도 영역의 계산으로 구해지는 값을 사용하였다. 이 영역에서는 표층의 상당 소성 변형량은 대략 일정해지는 것을 확인하였다.

[0097] 상당 소성 변형량에 곱하는 계수에 40의 하한을 설정한 이유는, 강중에 의한 계수의 차이와, 수치 계산의 오차를 고려한 것에 의한다. 실험·수치 계산을 반복함으로써, 이 계수의 범위 외라도 미세한 페라이트, 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트 조직은 출현하지만, 보다 높은 확률로 출현하는 계수의 하한으로서 40을

얻었다.

- [0098] 또한, 상당 소성 변형량에 곱하는 계수에 60의 상한을 설정한 이유는, 가공 온도가 지나치게 높으면 가공 부품의 치수 정밀도가 악화되기 때문이다. 이것은, 온도가 높아지면 표층의 미세 조직의 영역은 넓어지지만 인접하는 표층 이외의 부분과의 밀도차가 크고, 또한 열변형도 커지므로 냉각 후에 치수 정밀도가 악화되기 때문이라고 생각한다.
- [0099] 한편, 가공 부품 치수와 부품 설계 치수의 차가, 대략 설계 치수의 -0%+5%의 범위 내로 들어가면, 제품의 불량률이 경제적으로 허용 가능한 정도까지 낮아져 실질적으로 문제가 없어진다. 따라서, 시행 착오의 결과로서 이들 상한을 정하였다.
- [0100] 강판의 측정된 Ar3점은, 실제로 사용하는 금형 내에 강판을 설치하여, 미리, 열전대 등으로 온도 강하 이력에 의해 측정해야 한다. 금형 내에 열전대를 매립하고, 열전대 센서부가, 피전단재의 강판에 직접 접하도록 하는 것이 바람직하다. 이것은, 측정된 Ar3점은 강판의 냉각 속도에 따라 상이하기 때문이다. 또한, 도 3에 예시한 바와 같이, 측정된 Ar3점은 온도의 저하 속도가 상이한 점으로서 측정되는 것이 널리 알려져 있다. 후술하는 시험 A, B에 있어서도 이 방법을 사용한다.
- [0101] 본 실시 형태에서는, 전단 가공부의 상당 소성 변형을 산출하는 것이 중요하다. 열간 전단 가공에서는, 전단 가공 중 또는 직후에 금속 조직에 변태가 발생하는 것이 불가피하고, 상당 소성 변형을 측정할 수 없다. 따라서, FEM(유한 요소법) 해석에 의해 전단 가공 시뮬레이션을 행하여, 상당 소성 변형을 산출한다.
- [0102] 전단 가공의 시뮬레이션에서는, 급준한 소성 변형의 변화가 발생한다. 이로 인해, 전단 가공부 표층의 소성 변형의 계산 결과는 해석자나 해석 조건에 의한 차이가 발생하기 쉽다. 이와 같은 해석자나 해석 조건의 영향을 저감시키기 위해서는, FEM 해석 영역을 일정하게 설정하고, 그 영역 내에서 상당 소성 변형을 평균화하여 산출하는 것이 바람직하다.
- [0103] 본 발명자들은, 시행 착오의 결과, 그 영역을 설정하였다. 도 6a에 상당 소성 변형을 평균화하는 영역을 도시한다. 도 6a에 도시한 바와 같이, 상당 소성 변형을 평균화하는 영역 A(굵은 선 프레임 내)는 전단 가공부(8)의 전단면(5)으로부터 전단면(5)의 법선 방향에서 강판(1)의 내측으로, 강판(1)의 판 두께 H(도 4 참조)의 5~20%의 범위이며, 또한 전단 가공부의 버어(7)측의 하면(12)으로부터 강판(1)의 판 두께 방향으로, 강판(1)의 판 두께 H의 20~50%의 범위로 설정되었다.
- [0104] 또한, 시뮬레이션 시에는, 온도 변화가 순차적으로 변화되기 때문에, 전단 가공 개시 온도를 임시로 설정하고, 이것에 기초하여 상당 소성 변형을 산출하고, 산출된 상당 소성 변형에 기초하여, 참의 전단 가공 개시 온도를 정한다고 하는 반복 계산을 행할 필요가 있다. 이와 같은 계산은 비용이 든다.
- [0105] 본 발명자들이 몇 가지의 수준으로 계산한 바, 500~800℃의 어느 강판 온도에 있어서의 응력·변형선도에 기초하여 수치 시뮬레이션을 한번 행함으로써 근사 가능한 것이 명확해졌다.
- [0106] 또한, 계산의 전제로서는, 측정된 Ar3 온도보다 높은 영역에서 가공하는 경우에는 그때의 강판의 강성 등의 기계 특성의 수치는 오스테나이트의 값으로 하였다.
- [0107] 또한, 시뮬레이션에 있어서는, 특별히 이방성을 고려하는 일 없이, 등방성을 가정한 Mises의 항복 함수에 의해 상당 소성 변형을 산출함으로써, 특별히 문제없이, 전단 가공 개시 온도를 산출할 수 있었다.
- [0108] Mises의 항복 함수에 의한 상당 소성 변형 증분 $d\epsilon - P$ 는, 물질 좌표계를 x, y, z로 취한 경우, 하기 식으로 나타내어지고, 상당 소성 변형은, 이 증분의 적분으로서 부여된다.
- [0109] [식 2]
- [0110]
$$d\bar{\epsilon}_P = \sqrt{\frac{2}{3} (d\epsilon_{xx}^2 + d\epsilon_{yy}^2 + d\epsilon_{zz}^2 + 2d\epsilon_{xy}^2 + 2d\epsilon_{yz}^2 + 2d\epsilon_{zx}^2)} \quad (1)$$
- [0111] 이상과 같이, 본 실시 형태에 관한 가공 방법에서는, 산출한 전단 가공 개시 온도에서 강판을 전단 가공함으로써, 전단 가공부의 표층에 미세한 페라이트 등의 조직이 형성되고, 전단 가공부(파단면)의 지연 파괴의 발생이 억제됨과 함께, 전단 가공 개시 온도를 소정의 범위 내로 함으로써 열 변형 등을 억제하여 가공 부품의 치수 정밀도를 확보할 수 있다.

- [0112] 특히, 상당 소성 변형량을 산출하는 데에, 전단 가공부에 있어서의 소성의 범위 영역 A를 설정하였기 때문에, 오차가 작은 상당 소성 변형량을 산출하는 것이 가능하게 되었다.
- [0113] 또한, 상당 소성 변형량을 산출하는 FEM의 시뮬레이션에 있어서, 온도 변화가 순차적으로 변화되기 때문에, 임시의 전단 가공 개시 온도에 기초하여 상당 소성 변형량을 산출하고, 이것에 기초하여 참의 전단 가공 개시 온도를 정한다고 하는 반복 계산이 필요하였다. 그러나, 본 실시 형태에서는, 500~800℃의 어느 강관 온도에 있어서의 응력·변형선도에 기초하여 수치 시뮬레이션을 한번 행하는 것만으로 근사 가능하기 때문에, 계산이 간략화된다.
- [0114] 또한, 등방성을 가정한 Mises의 항복 함수에 의해 상당 소성 변형을 산출함으로써, 가일층 계산이 간략화된다.
- [0115] 또한, 제2 실시 형태의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법에 기재한 상당 소성 변형량의 산출 방법은, 제1 실시 형태의 표층 세립화 열간 전단 가공 방법에 있어서의 상당 소성 변형량의 산출에 적용할 수 있다.
- [0116] 실시예
- [0117] 이어서, 본 발명의 실시예에 대해 설명하는데, 실시예에 있어서의 가공 조건은, 본 발명의 실시 가능성 및 효과를 확인하기 위해 채용한 가공 조건의 일례이며, 본 발명은 이 가공 조건으로 한정되는 것은 아니다. 본 발명은 본 발명의 요지를 일탈하지 않고, 본 발명의 목적을 달성하는 한, 다양한 가공 조건을 채용할 수 있는 것이다.
- [0118] (시험 A)
- [0119] 도 4a~도 4c에 도시하는 전단 가공 장치(10)를 사용하여, 표 1에 나타내는 성분 조성의 강종 A~C의 고강도 강관(1)(200mm×150mm)을 다이(3)에 설치한 후에, 강관(1) 상에 패드(12)와 함께 펀치(2)를 상부로부터 접근시켜 패드(12)로 강관(1)을 누름과 동시에 펀치(2)(폭 65mm)에 의해 강관(1)을 전단 가공한다. 전단 가공된 강관(1)은 금형[다이(3)와 패드(12)]에 의해 급냉된다. 또한, 가공 조건은 표 2에 나타내는 바와 같다. 또한, 펀치(2)와 다이(3)의 클리어런스는 0.15mm로 하였다.
- [0120] 또한, 비교예를 제외하여 다이(3)에 강관(1)이 접촉하고 나서 전단 가공 개시할 때까지의 유지 시간은 0.5초 내지 3초로 하였다. 표 2 중의 전단 가공 개시 온도는, 이 유지 시간의 범위 내에서 얻어지는 온도이다.
- [0121] 실시예에 사용한 강관의 관 두께는 1.5mm로 하였다. 또한, 본 발명의 적용 범위의 강관 관 두께는 0.5mm 내지 3mm 정도이다.
- [0122] 각 강관의 측정된 Ar3점은, 전단 가공 장치에 950℃까지 가열한 강관을 금형 상에 접하도록 배치하여 냉각하고, 그때의 온도 이력을 측정함으로써 구하였다(실은까지 온도가 내려가기 이전에, 강관의 냉각 속도가 1℃/초 이하로 된 온도를 Ar3점으로 간주하였다).
- [0123] 상당 소성 변형의 견적을 위해서는, 강관이 750℃일 때의 변형 저항을 입력으로 한 전단 가공 시뮬레이션을 상용 소프트웨어인 Dassault Systemes(달소·시스템즈) 주식회사의 Abaqus/Standard를 사용한 유한 요소법 시뮬레이션에 의해 행하였다. 이때, Mises의 항복 함수를 사용하고, 공구 날끝 근방의 해석 영역은 0.02mm×0.04mm의 사변형 완전 적분 요소로 하였다. 또한, 펀치 압입 0.05mm마다 리메싱을 행하였다. 과단은 Hancock & Mackenzie의 연성 파괴 모델에 의해 정의하고, 조건을 만족시킨 요소의 강성을 0으로 하였다. 해당 연성 파괴의 모델의 파라미터는 특정한 조건에 있어서 실제로 관찰된 전단면율을 기초로 피팅하였다. 전단 가공부(8)의 전단면(5)으로부터 전단면(5)의 법선 방향으로 강관(1)의 관 두께 H의 10%이며, 또한 전단 가공부(8)의 버어(7)측의 하면(12)으로부터 강관(1)의 관 두께 방향으로 강관(1)의 관 두께 H의 30%의 영역 A에 있어서의 평균의 상당 소성 변형을 사용하였다(도 6a 참조).
- [0124] 또한, 치수 정밀도로서 가공 후의 펀칭된 스크랩(16)[도 4(c) 참조]의 길이를 평가하였다. 치수의 오차가 발생하지 않으면, 가공 후의 스크랩(16)의 길이는 65mm로 될 것이다. 따라서, 표 2에 있어서는, 가공 후의 스크랩(16)의 길이의 오차를 65로 계산하고, 퍼센티지로 변환(×100)한 값을 치수 오차로서 기재한다.

표 1

강종	(질량%)				
	C	Si	Mn	B	Cr
A	0.22	0.22	1.20	0.002	0.16
B	0.16	0.40	1.00	0.001	0.23
C	0.25	0.21	1.24	0.002	0.34

[0125]

표 2

	강판		강판 가열		급냉	상당 소성 변형량	계수	전단 가공 개시 온도 (°C)	균열의 유무	치수 오차 (%)
	강종	Ar3 (°C)	온도 (°C)	시간 (분)						
실시예 1	A	580	950	1.5	물	2.0	50	680	없음	2.0
실시예 2	A	580	950	1.5	금형	2.0	60	700	없음	4.2
실시예 3	A	580	1000	1.0	금형	2.0	50	680	없음	1.1
실시예 4	B	620	950	1.5	물	2.5	50	745	없음	3.0
실시예 5	B	620	950	1.5	물	2.5	40	720	없음	2.7
실시예 6	C	570	950	1.5	물	1.8	50	660	없음	2.3
비교예 1	A	580	950	1.5	물	2.0	10	600	있음	1.8
비교예 2	B	620	950	1.5	물	2.5	-10	595	있음	1.8
비교예 3	A	580	950	1.5	물	2.0	85	750	없음	5.1
비교예 4	B	620	950	1.5	물	2.5	80	820	없음	6.3
비교예 5	C	570	950	1.5	물	1.5	100	720	없음	5.1

[0126]

[0127] 시험은 각 실시예, 비교예를 3회씩 행하였다. 또한, 지연 파괴의 유무에 대해서는, 1회에서도 지연 파괴가 발생하고 있으면, 지연 파괴 있음으로 평가하였다. 또한, 치수 오차는, 3회의 평균값으로 하였다.

[0128] 실시예 1~6에서는, 전단 가공부(파단면)에 있어서의 지연 파괴의 발생이 억제되어 있고, 또한 가공 부품의 치수 정밀도가 개선되어 있는 것을 알 수 있다.

[0129] 실시예 1에 있어서의 전단 가공부의 파단면으로부터 100 μ m의 범위에 있어서의 마이크로 조직을, 도 7(EBSD, 마이크로 조직상)과 도 8(추출 레플리카 시료의 투과 전자 현미경 관찰상)을 참조하여 설명한다.

[0130] 도 7에 나타내는 바와 같이, EBSD 해석 결과, 투과 전자 현미경의 EDS(특성 X선 에너지 분산형 분석) 및 전자선 회절 해석에 의해, 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트, 시멘타이트 및 철 이외의 합금 원소에서 유래되는 개재물에 의해 구성되어 있는 것을 확인하였다.

[0131] 구체적으로는, 도 7은 전단 가공부에서 전단면의 법선 방향에서 강판의 판 두께 방향을 따르는 실시예 1의 단면 시료를 경질 수지에 매립하고, 연마, 전해 연마 후의 EBSD에 의한 마이크로 조직상이며, 도 8은 SPEED법(Potentiostatic Etching by Electrolytic Dissolution:비수 용매 중 정전위 전해법)을 사용한 추출 레플리카법에 의해 작성한 실시예 1의 시료를 투과 전자 현미경 관찰한 것이다.

[0132] 도 7(EBSD 마이크로 조직상)에 나타내는 바와 같이, 파단면으로부터 전단면의 법선 방향으로 100 μ m의 범위에 있어서의 파단면의 표층에서는, 페라이트(도 7, 흑색 이외의 부분)(F)의 입경은 3 μ m 이하로 매우 작고, 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트(도 7, 흑색 부분)(BMA)의 입경도 3 μ m 이하이었다. 또한, 이 범위에는,

에스펙트비가 3을 초과하는 결정립도 보이고 이 비율은 개수로 6% 정도이었다.

- [0133] 실시예 2~6의 모두가 동일한 마이크로 조직이었다. 여기서, 마이크로 조직의 동정 시에는 1개의 실시예에 대해 과단면의 표면으로부터 100 μ m의 범위에 있어서 무작위로 8.0 \times 20 μ m의 시야를 5점 정도 촬영하였다.
- [0134] 또한, 도 8에 나타내는 바와 같이, 실시예 1에 있어서 시멘타이트(원형을 제외한 흑색 부분)(C)의 비율은 매우 작은 것을 알 수 있다. 실시예 1에서는 시멘타이트의 개수 밀도는 0.8개/ μ m³이며, 또한 관찰된 시멘타이트의 최대 길이는 3 μ m 이하이었다. 여기서, 시멘타이트의 분포 상태에 대해서는 하나의 조건에 대해 전단 가공부의 표층으로부터 무작위로 9.5 \times 7.5 μ m의 시야를 5매 촬영하여 판정하였다. 실시예 2~6의 모두가 마찬가지이었다.
- [0135] 한편, 비교예 1~5에서는, 페라이트를 포함하지 않는 베이나이트와 마르텐사이트의 혼합 조직(비교예 1, 2), 또는 페라이트 단상(비교예 3~5)으로 되었다. 비교예 1, 2에서는 개재물은 도 8과 거의 마찬가지로 시멘타이트는 거의 관찰되지 않았지만, 비교예 3~5에서는 도 5와 마찬가지로 0.8개/ μ m³을 크게 초과하는 매우 높은 개수 밀도의 시멘타이트(도 5, 원형을 제외한 흑색 부분 참조)(C)가 관찰되었다.
- [0136] 또한, 전단 가공 개시 온도 이외를 실시예 1과 동일하게 한, 다이(3)와 패드(9)(금형이라고도 함)에 접하여 냉각한 후의 전단 가공 개시까지의 유지 시간을 3.5초로 한 실험을 행하였다. 이 때의 가공 개시 온도도 Ar3+30 $^{\circ}$ C 이상이었지만, 3회 반복한 중의 1회는 지연 파괴가 발생하였다. 얻어진 제품의 전단 가공면의 표면을 관찰한 바 지연 파괴의 발생이 없는 제품의 전단 가공부 표층의 조직은, 전단면으로부터 100 μ m의 범위에 있어서, 페라이트 입경은 3 μ m 이하로 매우 작고, 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 입경도 3 μ m 이하이었다. 또한, 에스펙트비가 3을 초과하는 결정립도 보이고, 이 비율은 개수로 7% 정도이었다.
- [0137] 그러나, 지연 파괴가 발생한 가공 부품의 전단 가공부의 표층의 조직은, 전단면으로부터 100 μ m의 범위에 있어서, 페라이트 입경은 5 μ m 정도이었지만, 마르텐사이트, 베이나이트, 잔류 오스테나이트의 입경도 5 μ m이었다. 또한, 전단 가공부의 표층에는, 에스펙트비가 3을 초과하는 결정립도 보이고, 이 비율은 개수%로 7% 정도이었다.
- [0138] (시험 B)
- [0139] 전단 가공 장치(20)는 굽힘 성형용의 구멍부(22)와 구멍부(22)의 바닥면에 펀칭 변형용의 구멍부(24)가 형성되고 강관(1)이 설치되는 다이(3)와, 구멍부(22)에 대해 삽입됨으로써 강관(1)에 굽힘 변형을 발생시키는 펀치(2)와, 펀치(2)에 내장되고 굽힘 변형 후에 구멍부(24)에 삽입됨으로써 강관(1)의 소정 범위에 구멍을 형성(전단 가공)하는 가동 금형(26)을 구비한다.
- [0140] 강관의 파단을 수반하지 않는 프레스 성형을 모의하여, 전단 가공 장치(20)는 다이(3) 상에 강관(1)을 설치한 후, 처음에 펀치(2)를 구동함으로써 가열한 강관(1)을 핫 형상으로 성형하였다(도 9a 참조). 이 후, 가동 금형(13)에 의해 강관(1)에 직경 20mm의 펀칭을 행하는 시험을 행했다(도 9b 참조).
- [0141] 강관(1)이 가동 금형(26)에 접하고 나서 전단 가공 개시까지의 시간은 비교예를 제외하고 0.1초 내지 0.5초 정도이었다.
- [0142] 펀치(2)와 다이(3)의 클리어런스를 0.15mm로 하고, 핫 성형 후의 열 이력으로부터 측정된 Ar3을 동정하였다. 상당 소성 변형의 산출은 시험 A와 동일하게 하였다. 표 3에 나타내는 가공 조건을 채용하였다.
- [0143] 또한, 시험 B의 평가 방법도, 시험 A와 마찬가지이다.
- [0144] 그런데, 시험 B에 있어서의 치수 정밀도는, 가공 후의 펀칭 구멍의 직경으로 평가하였다. 치수의 오차가 발생하지 않으면, 가공 후의 강관(1)의 펀칭 구멍 직경은 20mm로 될 것이다. 이것으로부터, 본 시험의 실시 결과인 표 3에 있어서는, 가공 후의 펀칭 구멍 직경의 오차를 20으로 제산하고, 퍼센티지로 변환(\times 100)한 값을 치수 오차로서 기재하고 있다.

표 3

	강관		강관 가열		급냉	상당 소성 변형량	계수	전단 가공 개시 온도 (°C)	균열의 유무	치수 오차 (%)
	강종	Ar3 (°C)	온도 (°C)	시간 (분)						
실시에 7	A	420	950	1.5	물	2.0	40	500	없음	1.1
실시에 8	A	420	950	1.5	금형	2.0	60	560	없음	1.1
실시에 9	B	480	950	1.5	물	2.5	40	580	없음	1.2
실시에 10	C	460	950	1.5	물	1.8	40	532	없음	1.1
비교예 6	A	420	950	1.5	물	2.0	10	440	있음	0.7
비교예 7	B	480	950	1.5	물	2.5	10	475	있음	0.8
비교예 8	C	460	950	1.5	물	1.8	10	478	있음	0.5
비교예 9	A	420	950	1.5	물	2.0	90	600	없음	2.3
비교예 10	B	450	950	1.5	물	2.5	80	650	없음	2.8
비교예 11	C	460	950	1.5	물	1.8	100	640	없음	2.8

[0145]

실시에 7~10에 있어서는, 전단 가공부(과단면)에 있어서 지연 파괴의 발생이 억제되어 있는 것을 알 수 있다.

[0146]

또한, 표 3 중의 실시에 7~10에서는 전단 가공부의 표층(표면으로부터 100 μ m의 범위)에 있어서의 마이크로 조직은, 실시에 1~6[도 7(마이크로 조직)과 도 8(개재물)]과 마찬가지로, 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트, 시멘타이트 및 철 이외의 합금 원소에서 유래하는 개재물을 포함하고 있었다. 실시에 7~10의 마이크로 조직과 개재물은 실시에 1~6과 마찬가지로 동일하다.

[0147]

비교예 6~11의 마이크로 조직, 개재물은 비교예 1~5에 마찬가지로 동일하다. 즉, 비교예 6~8은 페라이트를 포함하지 않는 베이나이트와 마르텐사이트의 혼합 조직이며, 비교예 9~11은 페라이트 단상으로 되었다. 비교예 6~8에 있어서 시멘타이트는 거의 관찰되지 않았지만, 비교예 9~11에서는 0.8개/ μ m³을 크게 초과하는 매우 높은 개수 밀도의 시멘타이트가 관찰되었다.

[0148]

또한, 2013년 5월 9일에 출원된 일본 특허 출원 제2013-099243호의 개시는, 그 전체가 참조에 의해 본 명세서에 도입된다.

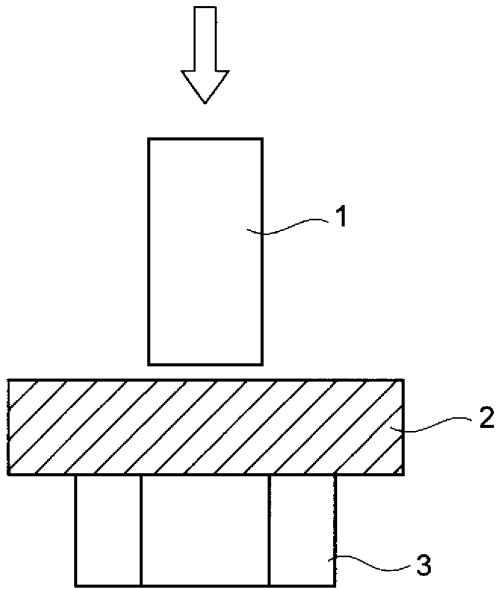
산업상 이용가능성

[0149]

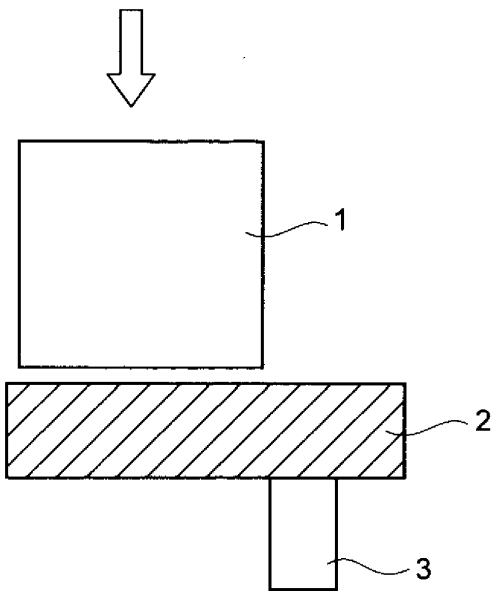
전술한 바와 같이, 본 발명에 따르면, 강관의 열간 전단 가공에 있어서, 가공 시간이나 새로운 공정을 증가시키는 일 없이, 열간 전단 가공부에서 발생하는 지연 파괴를 방지할 수 있다. 따라서, 본 발명은 강관 가공 기술 산업에 있어서 이용 가능성이 높은 것이다.

도면

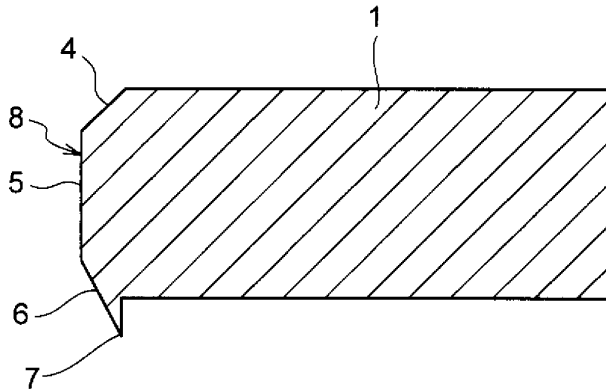
도면1a



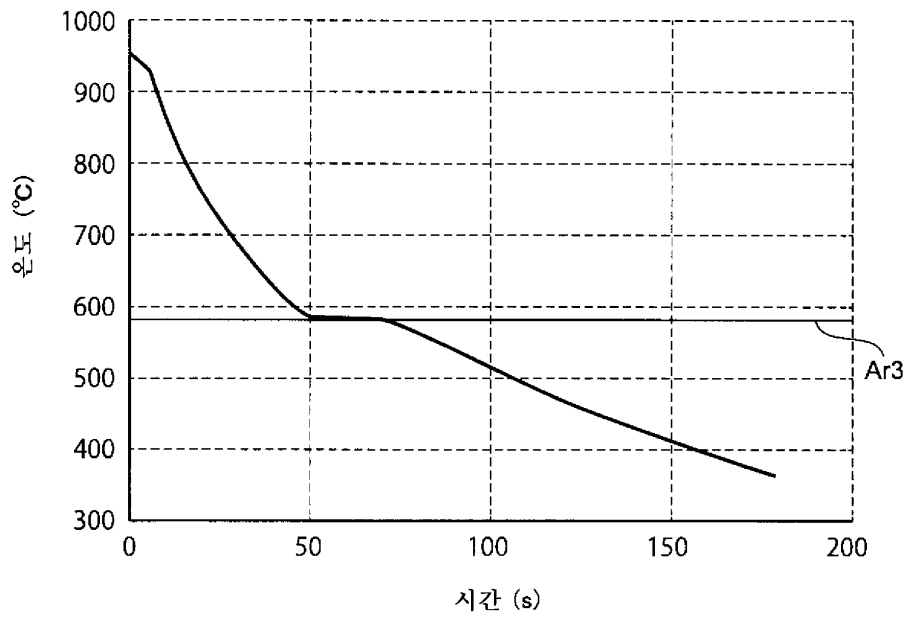
도면1b



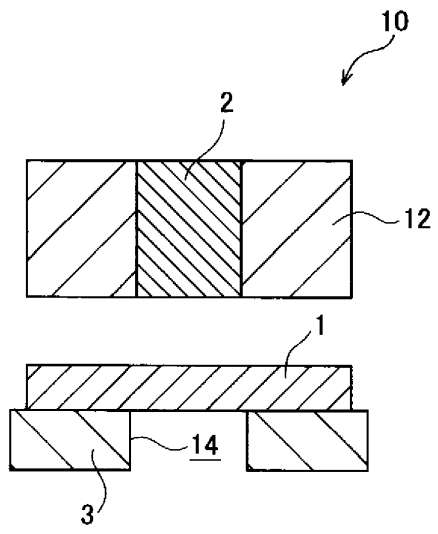
도면2



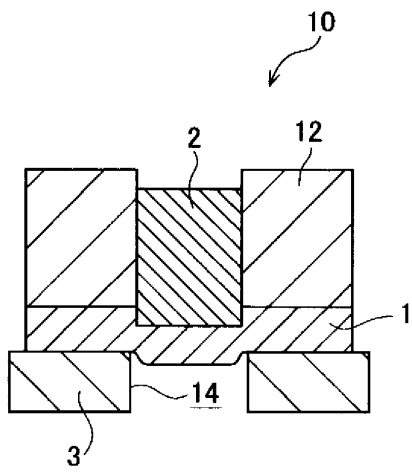
도면3



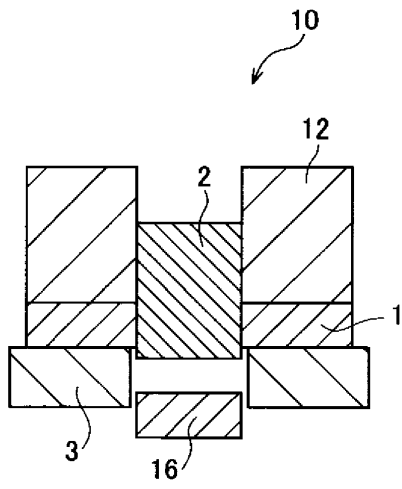
도면4a



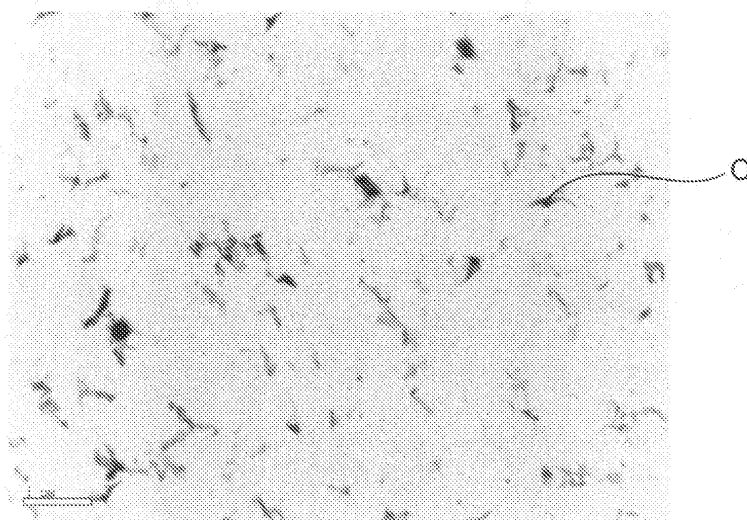
도면4b



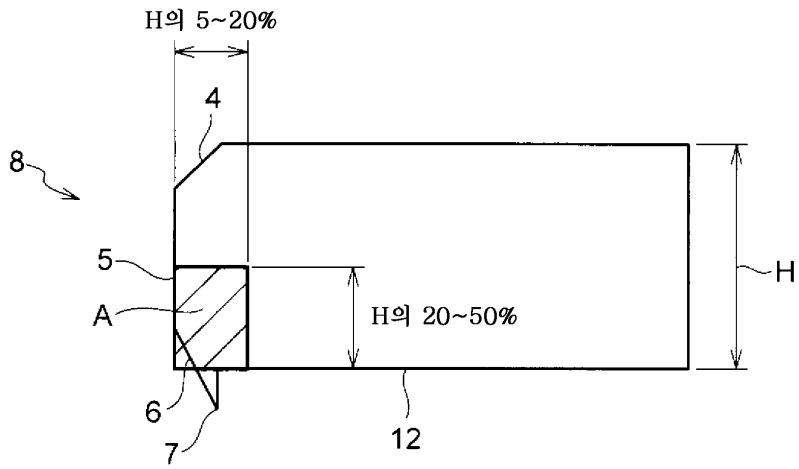
도면4c



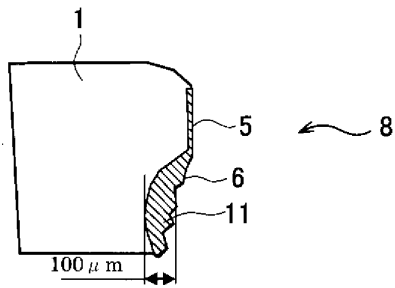
도면5



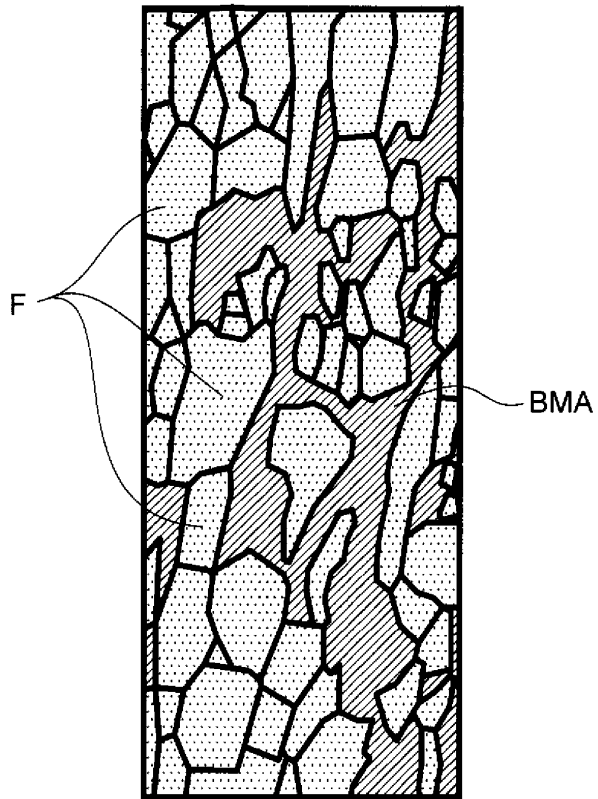
도면6a



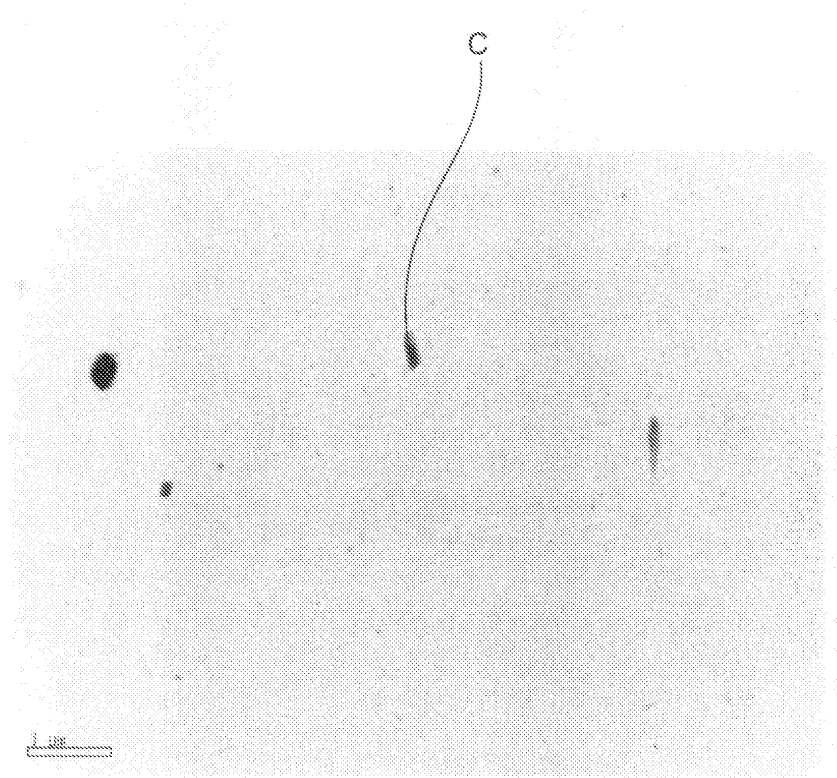
도면6b



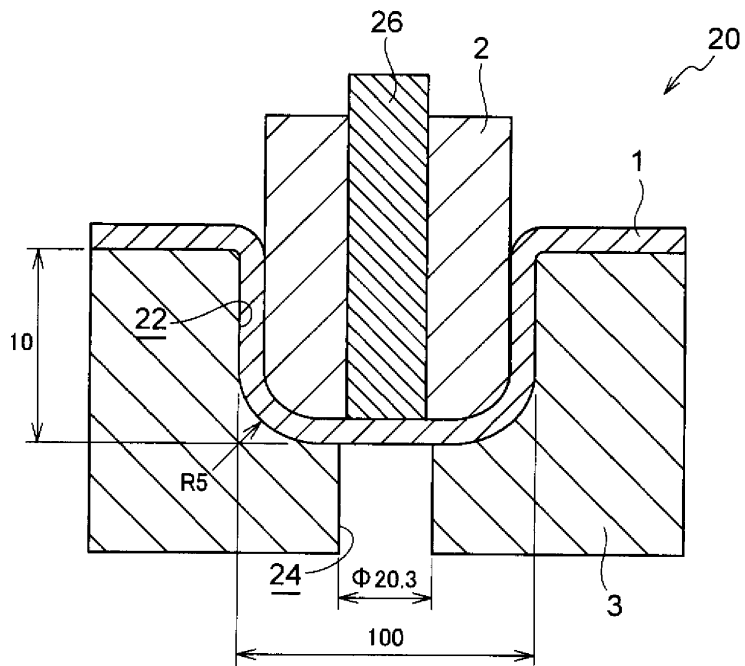
도면7



도면8



도면9a



도면9b

