

(12) 특허협력조약에 의하여 공개된 국제출원

(19) 세계지식재산권기구  
국제사무국

(43) 국제공개일

2021년 6월 24일 (24.06.2021)



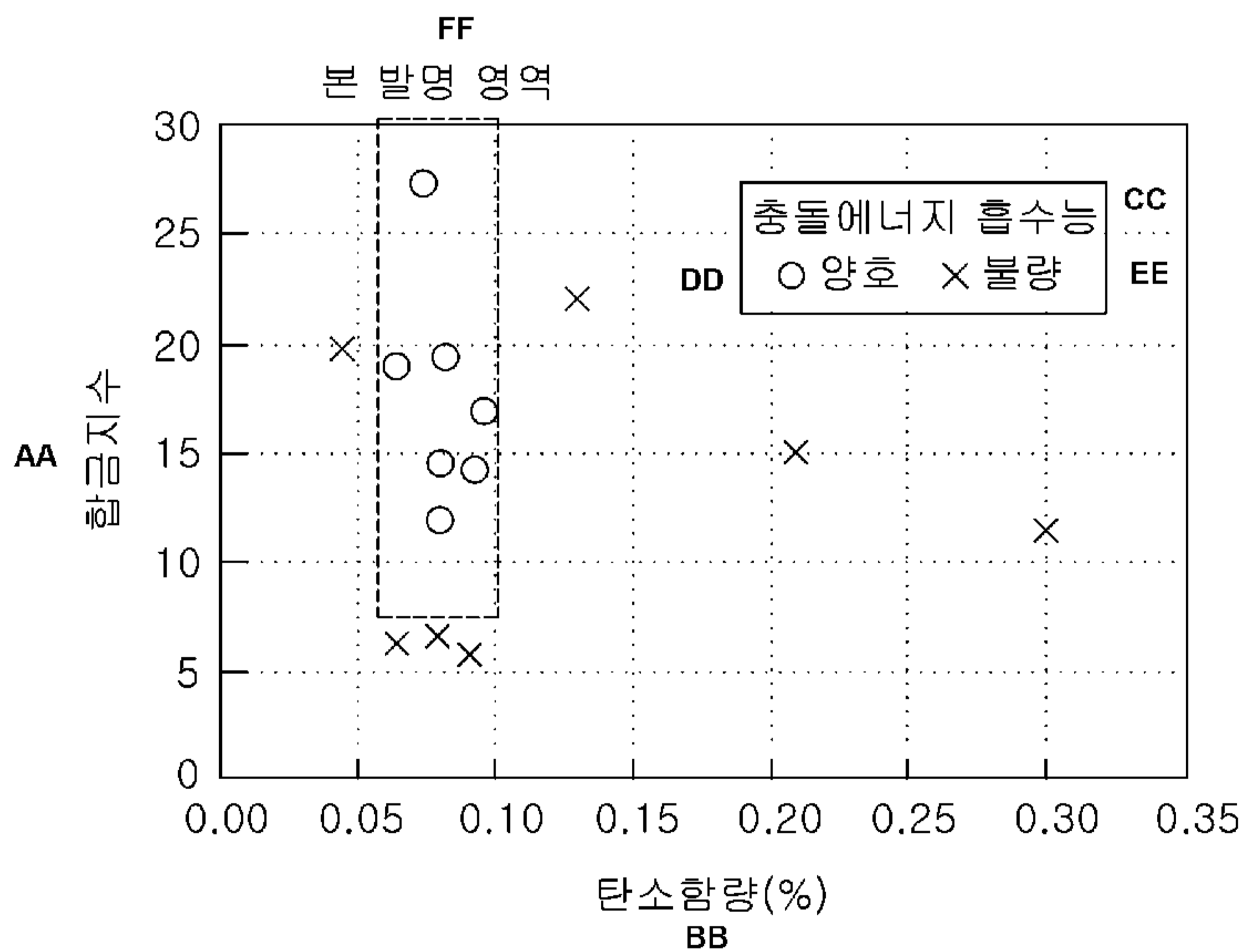
(10) 국제공개번호

WO 2021/125878 A1

- (51) 국제특허분류:  
 C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)  
 C22C 38/22 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)  
 C22C 38/50 (2006.01) B21B 1/24 (2006.01)  
 C22C 38/48 (2006.01)
- (21) 국제출원번호: PCT/KR2020/018658
- (22) 국제출원일: 2020년 12월 18일 (18.12.2020)
- (25) 출원언어: 한국어
- (26) 공개언어: 한국어
- (30) 우선권정보:  
 10-2019-0171983 2019년 12월 20일 (20.12.2019) KR  
 10-2020-0086574 2020년 7월 14일 (14.07.2020) KR  
 10-2020-0177655 2020년 12월 17일 (17.12.2020) KR
- (71) 출원인: 주식회사 포스코 (POSCO) [KR/KR]; 37859 경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동), Gyeongsangbuk-do (KR).
- (72) 발명자: 김성우 (KIM, Seong-Woo); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 오진근 (OH, Jin-Keun); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 김상현 (KIM, Sang-Heon); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 전효식 (CHUN, Hyo-Sik); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR). 배성범 (BAE, Seong-Beom); 57807 전라남도 광양시 폭포사랑길 20-26 광양제철소내, Jeollanam-do (KR).
- (74) 대리인: 특허법인 씨엔에스 (C&S PATENT AND LAW OFFICE); 06292 서울시 강남구 언주로30길 13, 대림아크로텔 7층, Seoul (KR).

(54) Title: STEEL FOR HOT FORMING, HOT-FORMED MEMBER, AND MANUFACTURING METHODS THEREFOR

(54) 발명의 명칭: 열간성형용 강재, 열간성형 부재 및 이들의 제조방법



AA ... Alloy factor  
 BB ... Carbon content (%)  
 CC ... Collision energy absorption capacity  
 DD ... Good  
 EE ... Poor  
 FF ... Region of present invention

(57) Abstract: An embodiment of the present invention provides steel for hot forming, a hot-formed member, and methods for manufacturing same, the steel comprising, by wt%, 0.06-0.1% of C, 0.05-0.6% of Si, 0.6-2% of Mn, 0.05% or less of P, 0.02% or less of S, 0.01-0.1% of Al, 0.01-0.8% of Cr, 0.01-0.5% of Mo, 0.02% or less of N, and the remainder of Fe and inevitable impurities, wherein an alloy factor represented by relational expression 1 below is 7 or more, and the number of carbides having a circular equivalent diameter of 0.5 μm or greater is 10<sup>5</sup>/mm<sup>2</sup> or less. [Relational expression 1] Alloy factor = I(Mn) × I(Si) × I(Cr) × I(Mo) (wherein, in relational expression 1, the I values for the components are I(Mn) = 3.34 × Mn + 1, I(Si) = 0.7 × Si + 1, I(Cr) = 2.16 × Cr + 1, and I(Mo) =

(81) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) 지정국 (별도의 표시가 없는 한, 가능한 모든 종류의 국내 권리의 보호를 위하여): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 유라시아 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 유럽 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

공개:

— 국제조사보고서와 함께 (조약 제21조(3))

---

3×Mo+1, respectively, and the content of each component is expressed as wt%)

(57) 요약서: 본 발명의 일 실시형태는 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.01~0.5%, N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상이며, 원상당직경이 0.5 $\mu$ m 이상인 탄화물이 10<sup>5</sup>개/mm<sup>2</sup> 이하인 열간성형용 강재, 열간성형 부재 및 이들의 제조방법을 제공한다. [관계식 1] 합금지수 = I(Mn)×I(Si)×I(Cr)×I(Mo) (단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은 I(Mn) = 3.34×Mn+1, I(Si) = 0.7×Si+1, I(Cr) = 2.16×Cr+1, I(Mo) = 3×Mo+1이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)

## 명세서

### 발명의 명칭: 열간성형용 강재, 열간성형 부재 및 이들의 제조방법

#### 기술분야

- [1] 본 발명은 열간성형용 강재, 열간성형 부재 및 이들의 제조방법에 관한 것이다.  
[2]

#### 배경기술

- [3] 열간성형 초고강도 부재는 최근에 자동차 경량화를 통한 연비 향상 및 승객 보호 등의 목적으로 자동차의 구조 부재에 많이 적용되고 있다.

[4]

- [5] 이러한 열간성형에 관한 대표적인 기술로서 특허문헌 1이 제안되어 있다. 특허문헌 1은 Al-Si 도금강판을 850°C 이상으로 가열한 후 프레스에 의한 열간성형 및 급냉에 의해 부재의 조직을 마르텐사이트로 형성시킴으로써, 인장강도가 1600MPa을 넘는 초고강도를 확보하는 기술을 제안하고 있다. 특허문헌 1에서 제안된 기술의 경우, 고온에서 성형하기 때문에 복잡한 형상도 쉽게 성형이 가능하며, 급형내 급랭에 따른 강도 상승을 통해 고강도화에 따른 경량화 효과를 기대할 수 있다.

[6]

- [7] 하지만, 열간성형을 통해 제조된 열간성형 부재의 경우 미세조직이 마르텐사이트로 이루어져 충돌시 강도는 높으나, 굽힘성이 열위하기 때문에 에너지 흡수능 관점에서는 한계가 있다. 이에 따라, 상대적으로 열위한 에너지 흡수능을 보완하기 위하여 이중 소재 혹은 이중 두께의 조합을 가지는 블랭크(TWB, Tailor welded blank)를 열간성형에 접목한 기술이 제안되어 다양한 연구들이 수행되고 있다.

[8]

- [9] 그러나, 이와 같이 TWB 열간성형을 위한 소재로 에너지 흡수능 측면에서 우수한 저강도 열간성형용 강재가 개발되어 적용되고는 있으나, 통상의 TWB용 열간성형용 강재의 경우 낮은 경화능으로 인하여 실제 부품 내에서 위치별 냉각조건 등의 차이에 따라 균일한 물성을 확보하기가 쉽지 않고, 또한, 인장강도가 500~600MPa 수준에 불과하여 강도 향상에 의한 추가적인 경량화 효과 달성이 요구되고 있는 실정이다.

[10]

- [11] [선행기술문헌]  
[12] (특허문헌 1) 미국등록특허 제6296805호

[13]

#### 발명의 상세한 설명

#### 기술적 과제

[14] 본 발명의 일측면은, 부재에 높은 강도를 가지면서도 우수한 충돌에너지 흡수능을 부여할 수 있는 열간성형용 강재, 열간성형 부재 및 이들의 제조방법을 제공하고자 하는 것이다.

[15]

[16] 본 발명의 과제는 상술한 내용에 한정되지 아니한다. 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가지는 자라면 본 발명 명세서의 전반적인 사항으로부터 본 발명의 추가적인 과제를 이해하는데 아무런 어려움이 없을 것이다.

[17]

### 기술적 해결방법

[18] 본 발명의 일 실시형태는 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.5% 이하(0%는 제외), N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상이며, 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^5$ 개/ $\text{mm}^2$  이하인 열간성형용 강재를 제공한다.

[19] [관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$

[20] (단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)

[21]

[22] 본 발명의 다른 실시형태는 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.5% 이하(0%는 제외), N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상이며, 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^4$ 개/ $\text{mm}^2$  이하인 열간성형 부재를 제공한다.

[23] [관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$

[24] (단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)

[25]

[26] 본 발명의 또 다른 실시형태는 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.5% 이하(0%는 제외), N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상인 강 슬라브를 1050~1300°C에서 가열하는 단계; 상기 가열된 강 슬라브를 800~950°C에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계; 상기 열연강판을 500~700°C에서 권취하는 단계; 상기 권취된 열연강판을 권취온도로부터 400°C까지 10°C/Hr

이상의 냉각속도로 냉각하는 단계; 상기 냉각된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계; 상기 냉연강판을 400°C부터 소둔온도까지의 온도범위를 20°C/s이하의 속도로 가열하는 단계; 상기 가열된 냉연강판을 740~860°C에서 소둔하는 단계; 및 상기 소둔된 냉연강판을 소둔온도로부터 660°C까지 1°C/s 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함하는 열간성형용 강재의 제조방법을 제공한다.

[27] [관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$

[28] (단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)

[29]

[30] 본 발명의 또 다른 실시형태는 전술한 열간성형용 강재를 이용하여 블랭크를 얻는 단계; 상기 블랭크를  $A_c3 \sim 980^\circ\text{C}$ 에서 가열한 후, 1~1000초간 유지하는 단계; 및 상기 가열 및 유지된 블랭크를 열간성형한 후 상온까지 냉각하는 단계를 포함하는 열간성형 부재의 제조방법을 제공한다.

[31]

### 발명의 효과

[32] 본 발명의 일측면에 따르면, 인장강도 기준 1000MPa 이상의 고강도를 가지면서도, 높은 충돌에너지 흡수능을 가지며, 재질 균일성이 우수한 부재를 제조할 수 있는 열간성형용 강재, 이를 이용한 열간성형 부재 및 이들의 제조방법을 제공할 수 있다.

[33]

[34] 본 발명의 다양하면서도 유익한 장점과 효과는 상술한 내용에 한정되지 않으며, 본 발명의 구체적인 실시 형태를 설명하는 과정에서 보다 쉽게 이해될 수 있을 것이다.

[35]

### 도면의 간단한 설명

[36] 도 1은 본 발명에서 충돌에너지 흡수능을 평가하는 기준인 CIE (Crack initiation Energy) 개념을 간단히 나타낸 것이다.

[37] 도 2는 본 발명의 일 실시예에 따라 제조된 열간성형 부재를 나타내는 모식도이다.

[38] 도 3은 본 발명의 일 실시예에 따른 발명에 1 내지 7 및 비교예 3 내지 9의 탄소함량 및 합금지수에 따른 충돌에너지 흡수능을 나타낸 그래프이다.

[39]

### 발명의 실시를 위한 최선의 형태

[40] 여기서 사용되는 전문용어는 단지 특정 실시예를 언급하기 위한 것이며, 본 발명을 한정하는 것을 의도하지 않는다. 여기서 사용되는 단수 형태들은

- 문구들이 이와 명백히 반대의 의미를 나타내지 않는 한 복수 형태들도 포함한다.
- [41] 명세서에서 사용되는 "포함하는"의 의미는 특정 특성, 영역, 정수, 단계, 동작, 요소 및/또는 성분을 구체화하며, 다른 특정 특성, 영역, 정수, 단계, 동작, 요소, 성분 및/또는 군의 존재나 부가를 제외시키는 것은 아니다.
- [42] 다르게 정의하지는 않았지만, 여기에 사용되는 기술용어 및 과학용어를 포함하는 모든 용어들은 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자가 일반적으로 이해하는 의미와 동일한 의미를 가진다. 보통 사용되는 사전에 정의된 용어들은 관련기술문헌과 현재 개시된 내용에 부합하는 의미를 가지는 것으로 추가 해석되고, 정의되지 않는 한 이상적이거나 매우 공식적인 의미로 해석되지 않는다.
- [43]
- [44] 본 발명자들은 열간성형 부재의 충돌에너지 흡수능을 향상시킬 수 있는 방법에 대해 깊이 연구하였다. 이에 본 발명자들은 열간성형 부재의 충돌에너지 흡수능을 잘 표현할 수 있는 지표로 3점 굽힘시험(VDA238-100)시 최대 하중까지의 에너지(하중-변위 곡선의 면적)값을 이용하여 다양한 성분, 제조조건, 조직 등의 영향을 평가하였다.
- [45] 그 결과, 열간성형용 강재에서 탄소함량의 범위, 합금원소의 경화능, 열간압연 후 냉각조건, 소둔시 가열 및 냉각조건과 조직내에 존재하는 조대 탄화물의 수밀도를 일정 수준으로 제어하면, 열간성형 부재의 충돌에너지 흡수능을 최대화할 수 있다는 결론을 얻었으며, 본 발명은 이러한 결론에 기초하여 완성된 것이다.
- [46]
- [47] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재에 대하여 자세히 설명한다. 본 발명에서 각 원소를 함량을 나타낼 때 특별히 달리 정하지 아니하는 한, 중량%를 의미한다는 것에 유의할 필요가 있다. 또한, 결정이나 조직의 비율은 특별히 달리 표현하지 아니하는 한 면적을 기준으로 한다.
- [48]
- [49] 먼저 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재의 성분계에 대해 설명한다. 본 발명에 따른 열간성형용 강재는 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.01~0.5%, N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.
- [50]
- [51] 탄소(C): 0.06~0.1%
- [52] 탄소(C)는 열처리 부재의 강도를 향상시키기 위해 첨가되는 필수적인 원소이다. 통상 초고강도 열간성형용 강재에서는 C 함량을 0.2% 이상으로 높게 사용하는 것이 일반적이거나, 충돌에너지 흡수능 관점에서 최대의 효과를 내기 위해서는 적절한 C 함량이 필요하다. C 함량이 0.06% 미만이면 충분한 강도를 확보하기 곤란하여 궁극적으로는 굽힘성이 높아도 충돌에너지 흡수능은 오히려

떨어지기 때문에 0.06% 이상 첨가되어야 한다. 반면에 C 함량이 0.1%를 넘게 되면 강도는 높아지나 굽힘성이 떨어져서 충돌에너지 흡수능은 떨어지기 때문에 0.1%이하로 제한할 수 있다. 따라서, 상기 C의 함량은 0.06~0.1%의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 C 함량의 하한은 0.065%인 것이 보다 바람직하고, 0.07%인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 C 함량의 상한은 0.095%인 것이 보다 바람직하고, 0.09%인 것이 보다 더 바람직하다.

[53]

[54] 실리콘(Si): 0.05~0.6%

[55] 실리콘(Si)는 제강에서 탈산제로 첨가되어야 할 뿐만 아니라, 고용강화 원소이자 탄화물 생성 억제원소로 열간성형 부재의 강도 상승에 기여하며, 재질 균일화에 효과적인 원소로써 첨가된다. 그 함유량이 0.05% 미만일 경우 위와 같은 효과를 기대할 수 없고, 반면에 Si 함량이 0.6%를 초과하게 되면 소둔 중 강판 표면에 생성되는 Si 산화물에 의해 도금성이 크게 저하되기 때문에 0.6% 이하로 첨가를 제한할 수 있다. 따라서, 상기 Si의 함량은 0.05~0.6%의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Si 함량의 하한은 0.1%인 것이 보다 바람직하고, 0.15%인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 Si 함량의 상한은 0.55%인 것이 보다 바람직하고, 0.5%인 것이 보다 더 바람직하다.

[56]

[57] 망간(Mn): 0.6~2%

[58] 망간(Mn)은 고용강화 효과를 확보할 수 있을 뿐만 아니라 경화능 향상을 통하여 열간성형 시 페라이트 형성을 억제하기 위하여 첨가될 필요가 있다. Mn 함유량이 0.6% 미만이면 상기 효과를 얻는데 한계가 있을 뿐만 아니라, Mn함량이 너무 낮아질 경우 부족한 경화능 위해서 다른 고가의 합금원소가 과다하게 필요하여 제조원가가 크게 증가하는 문제가 발생할 수 있다. 반면에 상기 Mn 함량이 2%를 넘게 되면 열간성형 공정 전 강판의 강도 상승으로 냉간압연성이 떨어질 뿐만 아니라, 미세조직상 압연방향으로 배열된 밴드(band)성 조직이 심화되어 충돌에너지 흡수능이 열위해될 수 있다. 따라서, 상기 Mn의 함량은 0.6~2%의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Mn 함량의 하한은 0.7%인 것이 보다 바람직하고, 0.8%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.9%인 것이 가장 바람직하다. 상기 Mn 함량의 상한은 1.8%인 것이 보다 바람직하고, 1.6%인 것이 보다 더 바람직하며, 1.4%인 것이 가장 바람직하다.

[59]

[60] 인(P): 0.05% 이하

[61] 인(P)은 강 중에 불순물로서 존재하며, 그 함량이 0.05%를 초과하는 경우 열간성형 부재의 용접성을 크게 취약시킬 수 있다. 한편, 상기 P는 불순물로서 그 하한에 대해 특별히 한정하지 않을 수 있으나, P 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 소요될 수 있기 때문에 0.001% 이상으로 한정할 수 있다.

[62]

[63] 황(S): 0.02% 이하

[64] 황(S)은 강 중에 불순물로서 존재하며, 열간성형 부재의 연성, 충격특성 및 용접성을 저해시키는 원소이기 때문에 최대함량을 0.02%로 제한할 수 있다. 한편, 상기 S는 불순물로서 그 하한에 대해 특별히 한정하지 않을 수 있으나, S 함량을 0.0001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 소요될 수 있기 때문에 0.0001% 이상으로 한정할 수 있다.

[65]

[66] 알루미늄(Al): 0.01~0.1%

[67] 알루미늄(Al)은 Si과 더불어 제강에서 탈산 작용을 하여 강의 청정도를 높이는 원소이다. Al 함량이 0.01% 미만에서는 상기 효과를 얻기 어렵고, 그 함량이 0.1%를 초과하게 되면 연주공정 중 형성되는 과다한 AlN에 의한 고온연성이 떨어져 슬라브 크랙이 발생하기 쉬운 문제점이 있다. 따라서, 상기 Al의 함량은 0.01~0.1%의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Al 함량의 하한은 0.015%인 것이 보다 바람직하다. 상기 Al 함량의 상한은 0.08%인 것이 보다 바람직하고, 0.07%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.06%인 것이 가장 바람직하다.

[68]

[69] 크롬(Cr): 0.01~0.8%

[70] 크롬(Cr)은 Mn과 같이 강의 경화능을 확보하기 위하여 첨가된다. 상기 Cr 함량이 0.01% 미만이면 충분한 경화능을 확보하기 어려울 수 있다. 반면에 그 함량이 0.8%를 초과하게 되면 첨가량 대비 경화능 향상 효과는 미미하고, 조대한 철탄화물 형성을 조장하여 충돌에너지 흡수능을 열위하게 하므로, 그 상한을 0.8%로 제한할 수 있다. 따라서, 상기 Cr의 함량은 0.01~0.8%의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Cr 함량의 하한은 0.015%인 것이 보다 바람직하고, 0.02%인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 Cr 함량의 상한은 0.75%인 것이 보다 바람직하고, 0.7%인 것이 보다 더 바람직하다.

[71]

[72] 몰리브덴(Mo): 0.5% 이하(0%는 제외)

[73] 몰리브덴(Mo)은 Cr, Mn과 같이 강의 경화능을 향상하는 효과가 있을 뿐만 아니라, 미세 석출물 형성을 통한 결정립 미세화에 의한 굽힘성 증가 등의 효과를 얻을 수 있다. 다만, 상기 Mo 함량이 0.5%를 초과하게 되면 효과 대비 과도한 합금철 비용 상승을 야기시키기 때문에 그 상한을 0.5%로 제한할 수 있다. 따라서, 상기 Mo의 함량은 0.5% 이하(0%는 제외)의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Mo 함량은 0.45%이하인 것이 보다 바람직하고, 0.4%이하인 것이 보다 더 바람직하며, 0.35%이하인 것이 가장 바람직하다.

[74]

[75] 질소(N): 0.02% 이하

[76] 상기 N은 강 중에 불순물로 포함된다. N 함량이 0.02%를 초과하면 앞서 Al의

경우와 마찬가지로 AlN 형성에 따른 슬라브 크랙이 발생하기 쉬워지는 문제가 있다. 한편, 상기 N은 불순물로서 그 하한에 대해 특별히 한정하지 않을 수 있으나, N 함량을 0.001% 미만으로 제어하기 위해서는 많은 제조비용이 소요될 수 있기 때문에 0.001% 이상으로 한정할 수 있다.

[77]

[78] 한편, 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재는, 상술한 합금성분 이외에 선택적으로 Ni: 0.5% 이하, Nb: 0.1% 이하, Ti: 0.1% 이하, B: 0.01% 이하 중 1종 이상을 더 포함할 수 있다.

[79]

[80] 니켈(Ni): 0.5% 이하

[81] 니켈(Ni)은 오스테나이트 안정화 원소로서 Ni 첨가를 통하여 강의 경화능을 향상시킬 수 있다. 다만, Ni 은 고가의 합금원소이기 때문에, 경화능 향상효과 대비 제조원가 상승을 고려하면, 그 상한을 0.5%로 하는 것이 바람직하다. 따라서, 상기 Ni의 함량은 0.5% 이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 한편, Ni 첨가에 따른 경화능 효과를 충분히 얻기 위해서는, 상기 Ni 함량의 하한이 0.01%인 것이 보다 바람직하고, 0.03%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.05%인 것이 가장 바람직하다. 상기 Ni 함량의 상한은 0.45%인 것이 보다 바람직하고, 0.4%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.35%인 것이 가장 바람직하다.

[82]

[83] 니오븀(Nb): 0.1% 이하

[84] 니오븀(Nb)은 미세 석출물 형성을 통한 석출강화 효과를 얻을 수 있는 원소로서, 이를 통해 강도 상승 및 결정립 미세화에 의한 굽힘성을 개선하는 효과를 얻을 수 있다. 그뿐만 아니라 열간성형을 위한 가열 중 지나친 결정립 성장을 억제하여 열처리 조건 변동에 대한 강건화를 도모할 수 있다. 다만, Nb 함량이 0.1% 를 초과하면 그 효과가 포화될 뿐만 아니라 석출온도의 증가로 상대적으로 조대한 석출물이 증가하여 비용대비 효율성이 떨어질 수 있다. 따라서, 상기 Nb의 함량은 0.1% 이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Nb 함량의 하한은 0.005%인 것이 보다 바람직하고, 0.01%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.015%인 것이 가장 바람직하다. 상기 Nb 함량의 상한은 0.09%인 것이 보다 바람직하고, 0.08%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.07%인 것이 가장 바람직하다.

[85]

[86] 타이타늄(Ti): 0.1% 이하

[87] 타이타늄(Ti)은 강에 불순물로 잔존하는 질소와 결합하여 TiN을 생성시킴으로써, 경화능 확보를 위하여 B을 첨가하는 경우에 함께 첨가되기도 하는 원소이다. 또한 TiC 석출물 형성을 통하여 석출강화 및 결정립 미세화 효과를 기대할 수 있다. 다만 Ti 함량이 0.1%를 초과하게 되면 오히려 조대한 TiN이 다량형성 되어 충돌에너지 흡수능을 열위하게 하므로 그 상한은 0.1%로

제한할 수 있다. 따라서, 상기 Ti의 함량은 0.1% 이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 Ti 함량의 하한은 0.005%인 것이 보다 바람직하고, 0.01%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.015%인 것이 가장 바람직하다. 상기 Ti 함량의 상한은 0.08%인 것이 보다 바람직하고, 0.06%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.05%인 것이 가장 바람직하다.

[88]

[89] 보론(B): 0.01% 이하

[90] 보론(B)은 소량의 첨가로도 경화능을 향상시킬 수 있을 뿐만 아니라, 구오스테나이트 결정립계에 편석되어 P 또는 S의 입계편석에 의한 열간성형 부재의 취성을 효과적으로 억제할 수 있는 원소이다. 그러나, 그 함량이 0.01%를 초과하게 되면,  $Fe_{23}CB_6$  복합화합물의 형성으로 열간압연에서 취성을 야기시키기 때문에 그 상한을 0.01%로 제한할 수 있다. 따라서, 상기 B의 함량은 0.01% 이하의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 B 함량의 하한은 0.0001%인 것이 보다 바람직하고, 0.0003%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.0005%인 것이 가장 바람직하다. 상기 B 함량의 상한은 0.009%인 것이 보다 바람직하고, 0.007%인 것이 보다 더 바람직하며, 0.005%인 것이 가장 바람직하다.

[91]

[92] 상술한 강 조성 이외에 나머지는 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다. 불가피한 불순물은 통상의 철강 제조공정에서 의도되지 않게 혼입될 수 있는 것으로, 이를 전면 배제할 수는 없으며, 통상의 철강제조 분야의 기술자라면 그 의미를 쉽게 이해할 수 있다. 또한, 본 발명은, 앞서 언급한 강 조성 이외의 다른 조성의 첨가를 전면적으로 배제하는 것은 아니다.

[93]

[94] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재는 상술한 성분계를 만족함과 동시에, 열간성형 부재에서의 충돌에너지 흡수능을 최대로 하고 경도 편차를 최소화 하기 위하여 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상으로 제어되는 것이 바람직하다. 상기 합금지수가 7 미만인 경우에는 충분한 경화능 확보가 곤란하여 열간성형 부재에서 경도 편차가 크게 발생할 수 있다. 또한 열간성형 부재의 표층부에 입계 페라이트가 형성되어 충돌에너지 흡수능이 크게 열위해될 수 있다. 상기 합금지수는 7.5 이상인 것이 보다 바람직하고, 8 이상인 것이 보다 바람직하다. 본 발명에서는 상기 합금지수가 7 이상이기만 하면, 본 발명이 얻고자 하는 효과를 확보할 수 있으므로, 그 상한에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 다만, 예를 들면, 제조 비용 절감 측면에서 상기 합금지수는 40 이하일 수 있고, 보다 바람직하게는 30 이하일 수 있다. 한편, 하기 관계식 1은 본 발명자들이 동일 탄소함량을 기준으로 주요 합금원소의 함량을 변화시킨 다수의 합금철을 이용하여, 오스테나이트 영역으로 가열 후 냉각속도별 최종 경도변화 시험을 통해 각 원소별 경화능에 미치는 영향을 선형회귀 분석을 통하여 도출한 식이다.

- [95] [관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$
- [96] (단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)
- [97]
- [98] TWB용으로 사용되는 열간성형용 강재의 경우, 에너지 흡수능은 중요한 특성 중 하나이며, 이러한 에너지 흡수능은 강도와 굽힘특성에 영향을 받는다. 즉, 강도가 높고 굽힘특성이 우수할수록 에너지 흡수능은 우수하게 된다. 일반적으로 열간성형용 강재를 열간성형한 후 강도에 가장 크게 영향을 미치는 인자는 마르텐사이트 분율이며, 특히 마르텐사이트를 주요 조직으로 하는 경우 탄소함량에 따라 크게 영향을 받는다. 또한, 굽힘특성은 조직의 구성에 따라 다소 차이는 있으나, 통상 단일상으로 구성된 경우 우수한 특성을 나타내며, 2상 이상의 조직으로 구성된 경우 상간의 강도차이가 작을수록 우수한 특성을 나타낸다. 이러한 특성을 고려할 때, 0.06% 미만의 탄소함량 영역에서는 강도도 낮을 뿐만 아니라, 냉각 중 연질의 페라이트 형성을 피하기 어려워 오히려 최종 조직의 상간 강도가 증가함에 따라 강도 대비 굽힘특성이 열위해져 충돌 에너지 흡수능이 떨어지게 된다. 반면, C 함량이 0.1%를 초과하는 영역에서는 높은 강도의 마르텐사이트 단상 조직은 쉽게 확보할 수 있으나, 강도 증가에 따른 굽힘특성이 하락하여 궁극적으로는 충돌 에너지 흡수능은 떨어지게 된다. 또한, C 함량이 본 발명의 범위를 만족하더라도, 합금지수 값이 7 미만인 경우에는 불충분한 경화능으로 냉각중 페라이트와 같은 연질상 형성을 피하기 어려워 굽힘특성이 하락하게 되며, 그로 인하여 충돌 에너지 흡수능이 떨어지게 된다. 따라서, 충돌 에너지 흡수능을 양호한 수준으로 확보하기 위해서는 강도와 굽힘특성을 모두 고려해야 한다.
- [99]
- [100] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재는 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^5$ 개/ $\text{mm}^2$  이하인 것이 바람직하다. 본 발명자들은 열간성형 부재에서 우수한 충돌에너지 흡수능을 최대로 하기 위해서는 소재의 강도와 굽힘성을 적절히 확보하는 것이 중요하다는 결론을 얻었고, 여러 가지 실험을 통하여 강판에서부터 조대한 탄화물의 수밀도를 적절히 제어함으로써 굽힘성 확보가 가능하다는 것을 확인하였다. 상기 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 조대한 탄화물이  $10^5$ 개/ $\text{mm}^2$ 를 초과하게 되면, 열간성형을 위한 가열 중 일부 철탄화물은 재고용 되더라도, 다른 일부는 열간성형 후 부재 내에 잔류하게 된다. 이렇게 완전히 고용되지 못하고 잔류한 조대 탄화물은 굽힘 변형 중 크랙 발생 개시점으로 작용하기 때문에, 굽힘성을 떨어뜨리는 요인이 되어 궁극적으로는 충돌에너지 흡수능을 열위하게 한다. 이러한 조대 탄화물의 수밀도는 낮을수록 유리하므로, 본 발명에서는 그 하한치에 대해서 특별히 한정하지 않는다.

[101]

[102] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재는 페라이트: 50~90면적%와, 펄라이트: 30면적% 이하, 베이나이트: 20면적% 이하 및 마르텐사이트: 20면적% 이하 중 하나 이상을 포함할 수 있다. 상기 페라이트는 연질상으로서 블랭크 제작시 강판의 블랭킹 공정 부하 저감에 효과적인 조직이며, 상기 효과를 얻기 위하여, 50면적% 이상으로 확보하는 것이 바람직하다. 다만, 90면적%를 초과하는 경우에는 블랭크 제작시 페라이트 외 조직으로 탄소가 과도하게 분배되어 열간성형 후에도 탄소가 불균일하게 분포할 가능성이 있다. 따라서, 상기 페라이트는 50~90면적%의 범위를 갖는 것이 바람직하다. 상기 펄라이트가 30면적%를 초과하는 경우에는 열간성형 후 세멘타이트가 불완전 용해되어 강도를 저하시키거나 재질 불균일성을 야기할 수 있다. 상기 베이나이트와 마르텐사이트가 각각 20면적%를 초과하는 경우에는 강판의 강도가 과도하게 상승되어 블랭크 제작시 금형 마모와 같은 문제가 야기할 수 있다.

[103]

[104] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재는 적어도 일면에 알루미늄계 도금층이 형성되어 있을 수 있다. 본 발명에서는 상기 알루미늄계 도금층에 대해 특별히 한정하지 않으나, 비제한적인 일 구현례로서 중량%로, Si: 6~12%, Fe: 1~4%, 잔부 Al 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.

[105]

[106] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재에 대하여 자세히 설명한다. 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재는 상술한 열간성형용 강재를 열간 프레스 성형하여 제조할 수 있다. 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재는 전술한 합금조성 및 합금지수를 갖는 것이 바람직하다. 또한, 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^4\text{개}/\text{mm}^2$  이하인 것이 바람직하다. 열간성형 전 강판 내에 존재하는 탄화물은 열간성형을 위한 가열단계에서 강 중으로 용해되기 때문에, 탄화물의 수밀도와 크기는 열간성형 전의 강판상태와 비교하여 감소하게 된다. 하지만, 일정 크기 이상의 조대한 탄화물은 통상의 가열단계에서 완전히 용해되지 못하고 열간성형 부재에서도 잔류하게 된다. 따라서, 열간성형 부재에서 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^4\text{개}/\text{mm}^2$ 를 초과하면 상술한 바와 같이 조대 탄화물이 굽힘 변형 시 크랙 발생 개시점으로 작용하여, 충돌에너지 흡수능을 열위하게 할 수 있다.

[107]

[108] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재는 미세조직이 마르텐사이트 단상 조직 또는 마르텐사이트와 40면적% 이하의 베이나이트를 포함하는 혼합 조직을 가질 수 있다. 상기 마르텐사이트는 본 발명이 목표로 하는 강도 확보에 효과적인 조직이므로, 본 발명의 미세조직은 마르텐사이트 단상 조직일 수 있다. 한편, 베이나이트는 마르텐사이트 보다 다소 강도가 낮은 조직이기는 하나, 마르텐사이트 기지 내에 형성시 굽힘성을 크게 저하시키지 않고, 강도를

확보하는데 유리한 조직이므로, 본 발명에서는 상기 마르텐사이트와 함께 40면적%이하의 베이나이트를 포함하는 혼합 조직을 가질 수도 있다. 다만, 상기 베이나이트의 분율이 40면적% 미만인 경우에는 본 발명에서 목표로 하는 강도 확보가 어려울 수 있다.

[109]

[110] 한편, 상기 미세조직은 10면적% 이하의 페라이트 및 5% 이하의 잔류 오스테나이트 중 하나 이상을 추가로 포함할 수 있다. 상기 페라이트 및 잔류 오스테나이트는 제조공정상 불가피하게 함유될 수 있는 조직이다. 상기 페라이트 조직이 10면적%를 초과하는 경우에는 강도가 저하될 뿐만 아니라 굽힘특성이 크게 열위해될 수 있고, 상기 잔류 오스테나이트 조직이 5면적%를 초과하는 경우에는 강도가 저하되거나 열간성형 중 분위기 가스로부터 수소유입이 증가되어 수소취성이 발생할 가능성이 높아질 수 있다.

[111]

[112] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재는 VDA규격(VDA238-100)에 따라 3점 굽힘시험을 실시하였을 때, 상기 3점 굽힘시험에서 얻어진 하중-변위 곡선으로부터 최대하중에 도달할 때까지의 면적(CIE: Crack initiation Energy)이 25000Nm 이상일 수 있다. 도 1은 본 발명에서 충돌에너지 흡수능을 평가하는 기준인 CIE (Crack initiation Energy) 개념을 간단히 나타낸 것이다.

[113]

[114] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재는 상기 열간성형 부재의 임의의 지점들에 대해 경도를 측정하여 최대값과 최소값의 차이를 경도편차라고 하고, 상기 경도편차를 열간성형 부재 평균 경도로 나눈 값을 편차수준이라고 할 때, 상기 편차수준이 0.3 이하일 수 있다. 한편, 본 발명에서는 상기 임의의 지점들의 수에 대해서 특별히 한정하지 않으며, 예를 들면, 임의의 9점에 대해 경도를 측정할 수 있다.

[115]

[116] 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재는 항복강도(YS): 800MPa 이상, 인장강도(TS): 1000MPa 이상, 연신율(EI): 5% 이상일 수 있다.

[117]

[118] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형용 강재의 제조방법에 대하여 자세히 설명한다. 다만 이하에서 설명하는 제조방법은 모든 가능한 실시형태 중 하나의 실시형태일 뿐이며, 본 발명의 열간성형용 강재가 반드시 이하의 제조방법에 의해서만 제조되어야 함을 의미하는 것은 아니다.

[119]

[120] 먼저, 전술한 합금조성과 합금지수를 만족하는 강 슬라브를 1050~1300°C에서 가열한다. 상기 강 슬라브의 가열온도가 1050°C 미만일 경우 슬라브의 조직이 균질화되기 어려울 뿐만 아니라, 석출원소를 활용할 경우 재고용시키기 어려울 수 있다. 반면에 가열온도가 1300°C를 초과하는 경우 과도한 산화층이 형성되어

열간압연 후 표면 결함을 유발할 가능성이 높아질 수 있다. 따라서, 상기 강 슬라브 가열온도는 1050~1300°C인 것이 바람직하다. 상기 강 슬라브 가열온도의 하한은 1070°C인 것이 보다 바람직하고, 1100°C인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 강 슬라브 가열온도의 상한은 1280°C인 것이 보다 바람직하고, 1250°C인 것이 보다 더 바람직하다.

[121]

[122] 이후, 상기 가열된 강 슬라브를 800~950°C에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는다. 상기 마무리 열간압연 온도가 800°C 미만이면 이상역 압연에 따른 강판 표층부의 혼립 조직 발생하여 판형상 제어가 어려울 수 있다. 반면에 상기 마무리 열간압연 온도가 950°C를 초과하면 열간압연에 의한 결정립 조대화가 쉽게 발생하는 문제가 있다. 따라서, 상기 마무리 열간압연 온도는 800~950°C인 것이 바람직하다. 상기 마무리 열간압연 온도의 하한은 810°C인 것이 보다 바람직하고, 820°C인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 마무리 열간압연 온도의 상한은 940°C인 것이 보다 바람직하고, 930°C인 것이 보다 더 바람직하다.

[123]

[124] 이후, 상기 열연강판을 500~700°C에서 권취한다. 상기 권취온도가 500°C 미만이면 강판의 전체 혹은 부분적으로 마르텐사이트가 형성되어 판형상 제어가 어려울 뿐만 아니라, 열연강판의 강도 상승으로 인해 이후 냉간압연 공정에서의 압연성이 떨어지는 문제가 발생할 수 있다. 반면에 권취온도가 700°C를 초과하면 조대한 탄화물이 형성되어 열간성형 부재의 충돌에너지 흡수능이 저하될 수 있다. 따라서, 상기 권취온도는 500~700°C인 것이 바람직하다. 상기 권취온도의 하한은 520°C인 것이 보다 바람직하고, 550°C인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 권취온도의 상한은 680°C인 것이 보다 바람직하고, 650°C인 것이 보다 더 바람직하다.

[125]

[126] 이후, 상기 권취된 열연강판을 권취온도로부터 400°C까지 10°C/Hr 이상의 냉각속도로 냉각한다. 상기 냉각속도가 10°C/Hr 미만인 경우에는 탄화물이 성장할 수 있는 충분한 시간으로 인해 열연코일의 냉각 중 조대한 탄화물이 다수 형성되는 단점이 발생할 수 있다. 따라서, 상기 냉각속도는 10°C/Hr 이상인 것이 바람직하다. 상기 냉각속도는 12°C/Hr 이상인 것이 보다 바람직하고, 15°C/Hr 이상인 것이 보다 더 바람직하다. 한편, 본 발명에서는 상기 냉각속도가 10°C/Hr 이상이기만 하면, 본 발명이 얻고자 하는 효과를 얻을 수 있으므로, 상기 냉각속도의 상한에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 다만, 예를 들면, 설비 투자로 인한 비용 절감 측면에서 상기 냉각속도는 500°C/Hr 이하일 수 있으며, 보다 바람직하게는 45°C/Hr 이하, 보다 더 바람직하게는 400°C/Hr 이하일 수 있다.

[127]

[128] 상기 권취 및 냉각 후, 냉간압연 전에는 상기 냉각된 열연강판을 산세하는

공정을 추가로 포함할 수 있다. 상기 산세 공정을 통해 강판의 표면에 형성된 스케일을 제거하여 제품 표면 품질을 향상시킬 수 있다.

[129]

[130] 이후, 상기 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는다. 본 발명에서는 상기 냉간압연시 압하율에 대해서 특별히 한정하지 않으나, 예를 들면, 목표하는 강재의 두께를 얻기 위하여 30~80%의 압하율을 적용할 수 있다.

[131]

[132] 한편, 본 발명의 일 측면에 따르면 상기 냉연강판에 대해 연속소둔 및 알루미늄계 도금을 실시하거나, 냉각된 열연강판에 대해 산세 후 바로 알루미늄계 도금을 실시할 수도 있다.

[133]

[134] 이후, 상기 냉연강판의 소둔을 위해, 상기 냉연강판을 400°C부터 소둔온도까지의 온도범위를 20°C/s이하의 속도로 가열하는 것이 바람직하다. 상기 400°C~소둔온도까지 가열속도가 20°C/s를 초과하게 되면, 열연단계에서 석출된 탄화물이 재고용될 시간이 충분하지 못하여 조대한 탄화물이 잔류할 수 있으며, 최종적으로 얻어지는 열간성형 부재의 충돌에너지 흡수능이 저하될 수 있다. 따라서, 상기 400°C~소둔온도까지 가열속도는 20°C/s 이하인 것이 바람직하다. 상기 가열속도는 18°C/s 이하인 것이 보다 바람직하고, 15°C/s 이하인 것이 보다 더 바람직하다. 한편, 본 발명에서는 상기 가열속도가 20°C/s 이하이기만 하면, 본 발명이 얻고자 하는 효과를 얻을 수 있으므로, 상기 가열속도의 하한에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 다만, 예를 들면, 소둔 생산성을 고려할 때 상기 가열속도는 0.5°C/s 이상일 수 있고, 보다 바람직하게는 1°C/s 이상, 보다 더 바람직하게는 1.5°C/s 이상일 수 있다. 한편, 본 발명에서는 냉간압연 온도에서부터 400°C 미만까지의 온도 범위에서는 가열속도에 대해서 특별히 한정하지 않으며, 이는 가열속도를 제어하더라도 탄화물 재고용에 대한 효과가 미미하기 때문이다.

[135]

[136] 상기 가열된 냉연강판은 740~860°C에서 소둔하는 것이 바람직하다. 상기 소둔온도가 740°C 미만이면 냉간압연된 조직의 재결정이 충분히 되지 않아, 판형상이 불량해지거나, 도금 후 강도가 지나치게 높아져 블랭킹 공정 중 금형 마모를 유발할 수 있다. 반면에 소둔온도가 860°C를 초과하는 경우, 소둔공정 중 Si, Mn 등이 표면 산화물을 형성하여 도금표면이 불량해지는 문제가 발생할 수 있다. 따라서, 상기 소둔온도는 740~860°C인 것이 바람직하다. 상기 소둔온도의 하한은 750°C인 것이 보다 바람직하고, 760°C인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 소둔온도의 상한은 850°C인 것이 보다 바람직하고, 840°C인 것이 보다 더 바람직하다.

[137]

[138] 한편, 상기 연속소둔 시 분위기는 비산화성 분위기로 하는 것이 바람직하며,

예를 들면 수소-질소 혼합가스를 사용할 수 있으며, 이때 분위기 가스의 이슬점온도(Dew point)는  $-70\sim-30^{\circ}\text{C}$ 일 수 있다. 이슬점 온도가  $-70^{\circ}\text{C}$  미만이 되기 위해서는 제어를 위한 부가적인 설비가 필요하여 제조비용이 상승하는 문제가 있고, 이슬점이  $-30^{\circ}\text{C}$ 를 초과하게 되면 소둔 중 강판표면에 소둔산화물이 과다하게 형성되어 미도금 등의 불량을 야기할 수 있다. 따라서, 상기 연속소둔시 분위기 가스의 이슬점온도(Dew point)는  $-70\sim-30^{\circ}\text{C}$ 인 것이 바람직하다. 상기 분위기 가스의 이슬점온도의 하한은  $-65^{\circ}\text{C}$ 인 것이 보다 바람직하고,  $-60^{\circ}\text{C}$ 인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 분위기 가스의 이슬점온도의 상한은  $-35^{\circ}\text{C}$ 인 것이 보다 바람직하고,  $-40^{\circ}\text{C}$ 인 것이 보다 더 바람직하다.

[139]

[140]

이후, 상기 소둔된 냉연강판을 소둔온도로부터  $660^{\circ}\text{C}$ 까지  $1^{\circ}\text{C/s}$  이상의 냉각속도로 냉각한다. 본 발명에서 목표로 하는 원상당 직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물의 수밀도를  $10^5$ 개/ $\text{mm}^2$  이하로 하기 위해서는 소둔온도로부터  $660^{\circ}\text{C}$ 까지 냉각속도를  $1^{\circ}\text{C/s}$  이상으로 하는 것이 바람직하며, 냉각속도가  $1^{\circ}\text{C/s}$  미만인 경우에는 조대한 탄화물이 다량 형성되어 최종적으로 얻어지는 열간성형 부재의 충돌에너지 흡수능이 저하될 수 있다. 따라서, 상기 냉각속도는  $1^{\circ}\text{C/s}$  이상인 것이 바람직하다. 상기 냉각속도는  $1.5^{\circ}\text{C/s}$  이상인 것이 보다 바람직하고,  $2^{\circ}\text{C/s}$  이상인 것이 보다 더 바람직하다. 한편, 본 발명에서는 상기 냉각속도가  $1^{\circ}\text{C/s}$  이상이기만 하면, 본 발명이 얻고자 하는 효과를 얻을 수 있으므로, 상기 냉각속도의 상한에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 다만, 예를 들면, 강판 형상 불량 억제 측면에서 상기 냉각속도는  $50^{\circ}\text{C/s}$  이하일 수 있고, 보다 바람직하게는  $45^{\circ}\text{C/s}$  이하, 보다 더 바람직하게는  $40^{\circ}\text{C/s}$  이하일 수 있다.

[141]

[142]

상기 소둔된 냉연강판을 냉각하는 단계 후에는 상기 냉각된 냉연강판을 Al계 도금욕에 침지하여 알루미늄계 도금층을 형성하는 단계를 추가로 포함할 수 있다. 본 발명에서는 상기 Al계 도금욕의 조성 및 도금조건에 대해서는 특별히 한정하지 않는다. 다만, 비제한적인 일 구현례로서, 도금욕의 조성은 Si: 6~12%, Fe: 1~4%, 잔부 Al 및 기타 불가피한 불순물을 포함할 수 있으며, 도금량은 당해 기술분야에서 통상적으로 적용되는 편면 기준  $30\sim 130\text{g/m}^2$ 일 수 있다. 상기 도금욕 조성 중 Si 함량이 6% 미만인 경우에는 도금욕 온도가 과도하게 올라가 설비를 열화시키는 단점이 있고, 12%를 초과하는 경우에는 합금화를 과도하게 지연시켜 열간성형을 위한 가열시간을 길게 해야 하는 단점이 있다. Fe 함량이 1% 미만인 경우에는 도금밀착성이나 점용접성이 열위해될 수 있고, 4%를 초과하는 경우에는 도금욕 내 드로스 발생이 과다하여 표면 품질 불량을 유발할 수 있다. 도금 부착량이 편면 기준  $30\text{g/m}^2$  미만인 경우에는 원하는 열간성형 부재의 내식성을 확보하기 어려울 수 있고,  $130\text{g/m}^2$ 를 초과하는 경우에는

과도한 도금 부착량으로 인하여 제조원가가 상승할 뿐만 아니라 강판에 도금량을 코일 전폭 및 길이 방향으로 균일하게 도금하기가 용이하지 않을 수 있다.

[143]

[144] 이하, 본 발명의 일 측면에 따른 열간성형 부재의 제조방법에 대하여 자세히 설명한다. 다만 이하에서 설명하는 제조방법은 모든 가능한 실시형태 중 하나의 실시형태일 뿐이며, 본 발명의 열간성형 부재가 반드시 이하의 제조방법에 의해서만 제조되어야 함을 의미하는 것은 아니다.

[145]

[146] 우선 상술한 제조방법에 의해 제조되는 열간성형용 강재를 준비하고, 상기 열간성형용 강재를 이용하여 열간성형을 위한 블랭크를 제조한다. 그리고 상기 블랭크를 오스테나이트 단상역 온도 이상, 보다 상세하게는 Ac3 온도 이상 980°C 이하의 온도범위로 가열한다. 상기 블랭크 가열온도가 Ac3 온도 미만이면, 미변태된 페라이트의 존재로 인해 소정의 강도를 확보하기 어려울 수 있다. 반면에 가열온도가 980°C를 초과하는 경우에는 부재 표면에 과도한 산화물 생성으로 점용접성을 확보하기 어려울 수 있다. 따라서, 상기 블랭크 가열 온도는 Ac3~980°C인 것이 바람직하다. 상기 블랭크 가열 온도의 하한은 Ac3+5°C인 것이 보다 바람직하고, Ac3+10°C인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 블랭크 가열 온도의 상한은 970°C인 것이 보다 바람직하고, 960°C인 것이 보다 더 바람직하다.

[147]

[148] 상기 가열된 블랭크는 상기 온도 범위에서 1~1000초간 유지하는 것이 바람직하다. 상기 유지시간이 1초 미만이면 블랭크 전체에서 온도가 균일화 되지 못하여 부위별 재질차이를 유발할 수 있으며, 유지시간이 1000초를 초과하게 되면 가열온도 과다와 마찬가지로 부재 표면에 과도한 산화물 생성으로 점용접성을 확보하기 어려울 수 있다. 따라서, 상기 유지시간은 1~1000초인 것이 바람직하다. 상기 유지시간의 하한은 30초인 것이 보다 바람직하고, 60초인 것이 보다 더 바람직하다. 상기 유지시간의 상한은 900초인 것이 보다 바람직하고, 800초인 것이 보다 더 바람직하다.

[149]

[150] 이후, 상기 가열 및 유지된 블랭크를 열간성형한 후 상온까지 냉각하여 최종적으로 열간성형 부재를 제조한다. 본 발명에서는 상기 열간성형시 구체적인 조건에 대해서는 특별히 한정하지 않으며, 본 발명이 속하는 기술분야에서 통상적으로 알려져 있는 열간성형 공법을 그대로 적용할 수 있다.

[151]

### 발명의 실시를 위한 형태

[152] 이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다. 다만, 하기

실시예는 본 발명을 예시하여 구체화하기 위한 것일 뿐, 본 발명의 권리범위를 제한하기 위한 것이 아니라는 점에 유의할 필요가 있다. 본 발명의 권리범위는 특허청구범위에 기재된 사항과 이로부터 합리적으로 유추되는 사항에 의하여 결정되는 것이기 때문이다.

[153]

[154] (실시예)

[155] 하기 표 1에 기재된 합금조성을 갖는 두께 40mm의 강 슬라브를 진공 용해를 통하여 제조하였다. 상기 강 슬라브를 1250°C로 가열한 뒤, 900°C의 마무리 열간압연 온도로 열간압연하여 열연강판을 얻었다. 이후, 각 강종들별로 권취온도 및 권취온도로부터 400°C까지의 냉각속도는 모사용 열처리로를 사용하여 하기 표 2에 기재된 조건을 적용하였으며, 최종 열연두께는 모두 3mm가 되도록 열간압연을 실시하였다. 이후, 상기 열연강판을 산세처리한 뒤, 냉간압하율을 50%로 하여 냉간압연을 실시하여 냉연강판을 얻었다. 이후, 하기 표 2에 기재된 조건으로 상기 냉연강판을 400°C~소둔온도까지의 가열속도를 제어하여 가열하고, 5%수소-95%질소 분위기하에서 소둔한 뒤, 상기 소둔온도로부터 660°C까지의 냉각속도를 제어하여 냉연강판을 제조하였다. 이후, 상기 냉연강판을 냉각한 후, Al계 도금을 실시하였다. 이 때, Al계 도금욕 조성은 Al-9%Si-2%Fe 및 나머지는 불가피한 불순물로 구성되며, 도금 부착량은 편면 기준 80g/m<sup>2</sup>로 하였다. 이와 같이 제조된 강판을 블랭크로 제작한 뒤, 열간성형용 금형을 이용하여 열간성형함으로써 도 2에 도시된 바와 같은 형태의 열간성형 부재를 제조하였다. 이 때, 상기 블랭크의 가열온도는 900°C였으며, 유지시간은 6분이었으며, 가열로로부터 성형하기까지의 이송시간은 모두 10초로 동일하게 적용하였다. 상기와 같이 제조된 냉연강판에 대하여 원상당직경이 0.5 $\mu$ m 이상인 탄화물의 수를 측정하고, 그 결과를 하기 표 2에 나타내었다. 상기와 같이 제조된 열간성형 부재에 대하여 원상당직경이 0.5 $\mu$ m 이상인 탄화물의 수, 미세조직 및 기계적 물성을 측정하고, 그 결과를 하기 표 3 및 4에 나타내었다.

[156]

[157] 원상당 직경이 0.5 $\mu$ m 이상인 탄화물의 수는 Thin foil 시편을 준비한 뒤, 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 10000배의 배율로 10개 시야를 관찰하여 측정하였다.

[158]

[159] 미세조직은 강판의 표면을 나이탈(Nital)을 이용하여 에칭한 후, 주사전사현미경을 이용하여 측정하였다.

[160]

[161] 항복강도(YS), 인장강도(TS) 및 연신율(El)은 ASTM 규격의 시편을 강판의 압연방향과 평행한 방향으로 채취한 뒤, 인장시험하여 측정하였다.

[162]

[163] 충돌에너지 흡수능은 VDA규격(VDA238-100)에 따라 3점 굽힘시험을 실시한 뒤, 이로부터 얻어진 하중-변위 곡선으로부터 최대하중에 도달할 때까지의 면적(CIE: Crack initiation Energy)을 측정하여 평가하였으며, 통상의 1500MPa급 열간성형용 강재의 CIE값인 25000Nm 보다 높은 경우를 양호, 미만인 경우를 불량으로 평가하였다.

[164]

[165] 또한, 열간성형 부재의 물성 균일성을 확인하기 위하여, 성형 부재의 상면, 좌측면, 우측면에서 각 3군데씩 시편을 채취한 후, 비커스 경도를 이용하여 경도측정을 실시한 뒤, 이로부터 평균경도, 경도편차(9군데 측정 경도 중 최대값과 최소값의 차이) 및 편차수준(경도편차/평균경도)을 측정하였으며, 물성 균일성은 편차수준이 0.3이하인 경우를 양호, 초과인 경우를 불량으로 나타내었다.

[166]

[167] [표1]

강종	합금조성(중량%)													합금 지수
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	N	Ni	Nb	Ti	B	
A	0.08	0.3	1.2	0.009	0.001	0.03	0.27	0.17	0.0048	0	0.03	0.03	0.0025	14.5
B	0.064	0.25	1.3	0.01	0.001	0.03	0.5	0.15	0.0056	0	0.05	0.03	0.0022	18.9
C	0.097	0.27	1.1	0.011	0.001	0.04	0.5	0.15	0.0052	0	0.05	0.03	0.0027	16.8
D	0.08	0.3	1.8	0.01	0.0012	0.03	0.1	0.05	0.0048	0	0	0.03	0.0025	11.9
E	0.074	0.1	1.6	0.01	0.0009	0.03	0.7	0.2	0.0053	0	0	0	0	27.3
F	0.082	0.5	0.7	0.009	0.0012	0.03	0.5	0.35	0.0038	0.5	0.05	0.025	0.0022	19.2
G	0.093	0.2	1.0	0.01	0.0012	0.04	0.1	0.45	0.0044	0	0.05	0	0	14.1
H	0.08	0.2	1.2	0.011	0.002	0.02	0.05	0.02	0.0055	0	0.05	0.04	0.0023	6.7
I	0.065	0.1	1.1	0.011	0.001	0.03	0.05	0.05	0.0043	0	0	0	0	6.4
J	0.09	0.1	0.9	0.010	0.002	0.04	0.1	0.05	0.0056	0	0.03	0.02	0.0005	6.0
K	0.3	0.2	1.1	0.013	0.002	0.035	0.3	0.1	0.0034	0	0	0.025	0.002	11.4
L	0.21	0.4	1.4	0.011	0.0009	0.03	0.5	0	0.0048	0	0	0.02	0.0025	15.1
M	0.13	0.3	1.5	0.009	0.0012	0.04	0.5	0.15	0.0057	0	0.05	0.03	0.002	21.9
N	0.045	0.7	1.2	0.009	0.002	0.03	0.3	0.2	0.0048	0	0.03	0.03	0.0025	19.7

합금지수 = I(Mn)×I(Si)×I(Cr)×I(Mo)  
 (단, 상기 식에서 각 성분에 대한 I값은 I(Mn) = 3.34×Mn+1, I(Si) = 0.7×Si+1, I(Cr) = 2.16×Cr+1, I(Mo) = 3×Mo+1임)

[168]

[169]

[표2]

구분	강종	권취 온도 (°C)	권취온도~400°C 까지의 냉각속도 (°C/Hr)	400°C~소둔온도 까지의 냉각속도 (°C/s)	소둔 온도 (°C)	소둔온도~660°C 까지의 냉각속도 (°C/s)	원상당직경이 0.5 $\mu$ m 이상인 탄화물 수 ( $\times 10^3/mm^2$ )
발명예1	A	550	14	3.8	800	2.6	31.0
비교예1	A	720	9	21.4	800	2.6	135.0
비교예2	A	550	14	1.8	800	0.8	115.0
발명예2	B	550	14	2.5	800	2.6	20.0
발명예3	C	550	14	4.1	800	2.6	42.0
발명예4	D	520	12	11.3	780	1.8	52.0
발명예5	E	650	23	14.7	820	2.9	73.0
발명예6	F	580	20	9.7	820	2.9	31.0
발명예7	G	620	45	1.8	800	2.6	20.0
비교예3	H	550	14	5.6	800	2.6	34.0
비교예4	I	600	16	9.7	820	2.9	31.0
비교예5	J	600	16	5.6	800	2.6	32.0
비교예6	K	680	12	3.8	780	1.8	125.0
비교예7	L	680	12	3.8	780	1.8	52.0
비교예8	M	550	14	3.8	780	1.8	42.0
비교예9	N	550	14	2.5	800	2.6	31.0

[170]

[171] [표3]

구분	강종	원상당직경이 0.5 $\mu$ m 이상인 탄화물 수( $\times 10^3/mm^2$ )	미세조직(면적%)			
			마르텐사이트	베이나이트	페라이트	잔류 오스테나이트
발명예1	A	2.0	98	2	0	0
비교예1	A	26.0	98	2	0	0
비교예2	A	13.0	98	2	0	0
발명예2	B	2.0	91	9	0	0
발명예3	C	2.6	100	0	0	0
발명예4	D	3.3	93	5	2	0
발명예5	E	3.9	100	0	0	0
발명예6	F	2.6	80	16	2	2
발명예7	G	1.3	91	5	4	0
비교예3	H	3.2	79	13	8	0
비교예4	I	2.9	45	34	21	0
비교예5	J	3.4	81	5	14	0
비교예6	K	26.0	100	0	0	0
비교예7	L	3.3	100	0	0	0
비교예8	M	2.6	100	0	0	0
비교예9	N	3.3	38	32	30	0

[172]

[173]

[표4]

구분	강종	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	CIE (Nm)	충돌 에너지 흡수능	평균 경도 (Hv)	경도 편차 (Hv)	편차 수준	물성 균일성
발명예1	A	893	1102	6	30465	양호	331	45	0.14	양호
비교예1	A	869	1069	7	23011	불량	325	39	0.12	양호
비교예2	A	882	1099	7	22032	불량	328	41	0.13	양호
발명예2	B	893	1080	8	29408	양호	310	34	0.11	양호
발명예3	C	950	1160	7	29935	양호	372	58	0.16	양호
발명예4	D	915	1145	6	28556	양호	363	24	0.07	양호
발명예5	E	876	1093	7	27678	양호	337	67	0.20	양호
발명예6	F	921	1125	8	30903	양호	342	22	0.06	양호
발명예7	G	945	1144	8	32187	양호	339	13	0.04	양호
비교예3	H	810	1023	7.4	23812	불량	312	109	0.35	불량
비교예4	I	647	825	12.1	21337	불량	264	93	0.35	불량
비교예5	J	821	1058	6.8	22915	불량	320	114	0.36	불량
비교예6	K	1300	1853	6	18242	불량	540	77	0.14	양호
비교예7	L	1043	1479	7	24518	불량	440	54	0.12	양호
비교예8	M	962	1218	6	23885	불량	358	39	0.11	양호
비교예9	N	481	612	15	20012	불량	212	43	0.20	양호

[174]

[175] 상기 표 1 내지 4를 통해 알 수 있듯이, 본 발명이 제안하는 합금조성, 합금지수 및 제조조건을 모두 만족하는 발명예 1 내지 7의 경우에는 충돌에너지 흡수능이 양호하고, 부재 내 물성이 균일한 것을 확인할 수 있다.

[176]

[177] 비교예 1 및 2의 경우, 합금조성 및 합금지수는 본 발명의 범위를 만족하나, 권취온도, 권취 후 냉각속도 및 소둔시 가열속도의 제조조건이 본 발명의 범위를 벗어남에 따라, 조대 탄화물 수밀도가 증가하여 최종적으로 얻어지는 열간성형 부재에서 충돌에너지 흡수능이 불량하였음을 알 수 있다.

[178]

[179] 비교예 3 내지 5는 강판의 합금조성은 만족하나 합금지수가 본 발명의 조건을 만족하지 않는 경우로서, 경화능 부족에 따른 경도편차가 과다하게 발생하여 부재 내 물성 균일성이 불량하였음을 알 수 있다.

[180]

[181] 비교예 6 내지 8은 C 함량이 본 발명의 조건을 초과하는 경우로서, C 함량 증가에 따른 강도상승 효과는 있으나 강도 증가 대비 굽힘성이 크게 하락하여 충돌에너지 흡수능은 오히려 열위해졌음을 알 수 있다.

[182]

[183] 비교예 9는 C 함량이 본 발명의 조건에 미달되는 경우로서, 목표로 하는 강도를 확보하지 못하였을 뿐만 아니라, 이로 인해 충돌에너지 흡수능이 떨어졌음을 알 수 있다.

[184]

- [185] 도 3은 발명에 1 내지 7 및 비교예 3 내지 9의 탄소함량 및 합금지수에 따른 충돌에너지 흡수능을 나타낸 그래프이다. 도 3에 도시된 바와 같이, C 함량과 합금지수는 열간성형 부재에서의 충돌에너지 흡수능과 직접적인 관련이 있으며, 본 발명이 제안하는 C 함량과 합금지수를 만족해야 양호한 충돌에너지 흡수능을 확보할 수 있음을 알 수 있다.

## 청구범위

- [청구항 1] 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.5% 이하(0%는 제외), N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상이며, 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^5$ 개/ $\text{mm}^2$  이하인 열간성형용 강재.  
[관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$   
(단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34X\text{Mn}+1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7X\text{Si}+1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16X\text{Cr}+1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo}+1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)
- [청구항 2] 청구항 1에 있어서, 상기 강재는 Ni: 0.5% 이하, Nb: 0.1% 이하, Ti: 0.1% 이하, B: 0.01% 이하 중 1종 이상을 더 포함하는 열간성형용 강재.
- [청구항 3] 청구항 1에 있어서, 상기 강재는 페라이트: 50~90면적%와, 펄라이트: 30면적% 이하, 베이나이트: 20면적% 이하 및 마르텐사이트: 20면적% 이하 중 하나 이상을 포함하는 미세조직을 갖는 열간성형용 강재.
- [청구항 4] 청구항 1에 있어서, 상기 강재는 적어도 일면에 알루미늄계 도금층이 형성된 열간성형용 강재.
- [청구항 5] 청구항 4에 있어서, 상기 알루미늄계 도금층은 중량%로, Si: 6~12%, Fe: 1~4%, 잔부 Al 및 불가피한 불순물을 포함하는 열간성형용 강재.
- [청구항 6] 중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.5% 이하(0%는 제외), N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상이며, 원상당직경이  $0.5\mu\text{m}$  이상인 탄화물이  $10^4$ 개/ $\text{mm}^2$  이하인 열간성형 부재.  
[관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$   
(단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34X\text{Mn}+1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7X\text{Si}+1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16X\text{Cr}+1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo}+1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)
- [청구항 7] 청구항 6에 있어서, 상기 부재는 미세조직이 마르텐사이트 단상 조직 또는 마르텐사이트와 40면적% 이하의 베이나이트를 포함하는 혼합 조직인 열간성형 부재.
- [청구항 8] 청구항 7에 있어서,

상기 미세조직은 10면적% 이하의 페라이트 및 5% 이하의 잔류 오스테나이트 중 하나 이상을 추가로 포함하는 열간성형 부재.

[청구항 9]

청구항 6에 있어서,

상기 부재는 VDA규격(VDA238-100)에 따라 3점 굽힘시험을 실시하였을 때, 상기 3점 굽힘시험에서 얻어진 하중-변위 곡선으로부터 최대하중에 도달할 때까지의 면적(CIE: Crack initiation Energy)이 25000Nm 이상인 것을 특징으로 하는 열간성형 부재.

[청구항 10]

청구항 6에 있어서,

상기 부재는 경도 편차수준이 0.3 이하인 열간성형 부재.

(단, 경도 편차수준은 경도편차를 열간성형 부재의 평균 경도값으로 나눈 값이며, 경도편차는 임의의 지점들에 대해 경도를 측정하여 얻어진 최대값과 최소값의 차이를 의미함)

[청구항 11]

청구항 6에 있어서,

상기 부재는 항복강도(YS): 800MPa 이상, 인장강도(TS): 1000MPa 이상, 연신율(El): 5% 이상인 열간성형 부재.

[청구항 12]

중량%로, C: 0.06~0.1%, Si: 0.05~0.6%, Mn: 0.6~2%, P: 0.05% 이하, S: 0.02% 이하, Al: 0.01~0.1%, Cr: 0.01~0.8%, Mo: 0.5% 이하(0%는 제외), N: 0.02% 이하, 잔부 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, 하기 관계식 1로 표현되는 합금지수(alloy factor)가 7 이상인 강 슬라브를 1050~1300°C에서 가열하는 단계;

상기 가열된 강 슬라브를 800~950°C에서 마무리 열간압연하여 열연강판을 얻는 단계;

상기 열연강판을 500~700°C에서 권취하는 단계;

상기 권취된 열연강판을 권취온도로부터 400°C까지 10°C/Hr 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계;

상기 냉각된 열연강판을 냉간압연하여 냉연강판을 얻는 단계;

상기 냉연강판을 400°C부터 소둔온도까지의 온도범위를 20°C/s이하의 속도로 가열하는 단계;

상기 가열된 냉연강판을 740~860°C에서 소둔하는 단계; 및

상기 소둔된 냉연강판을 소둔온도로부터 660°C까지 1°C/s 이상의 냉각속도로 냉각하는 단계를 포함하는 열간성형용 강재의 제조방법.

[관계식 1] 합금지수 =  $I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$

(단, 상기 관계식 1에서 각 성분에 대한 I값은  $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ ,  $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ ,  $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ ,  $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ 이며, 각 성분에 대한 함량은 중량%임)

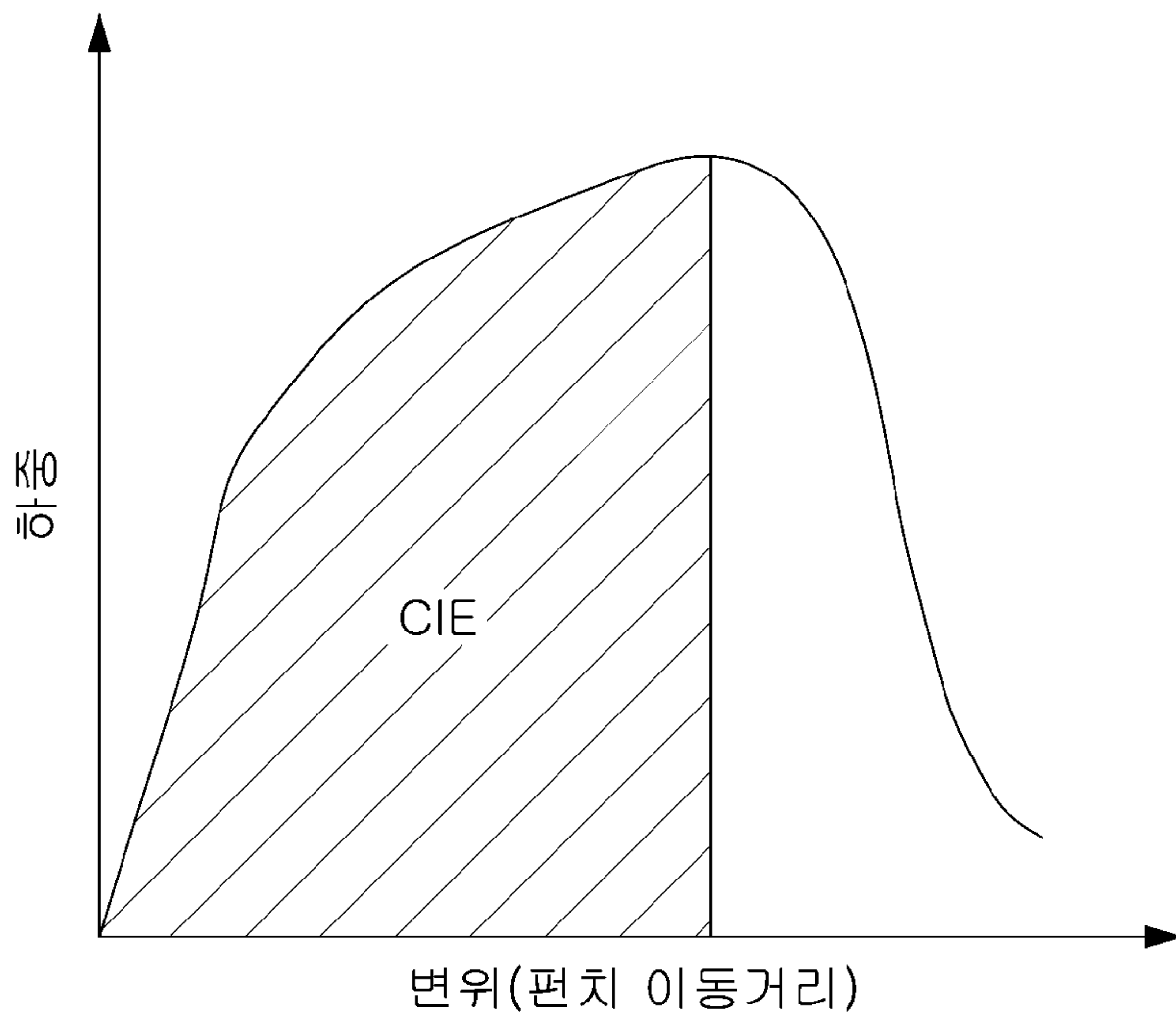
[청구항 13]

청구항 12에 있어서,

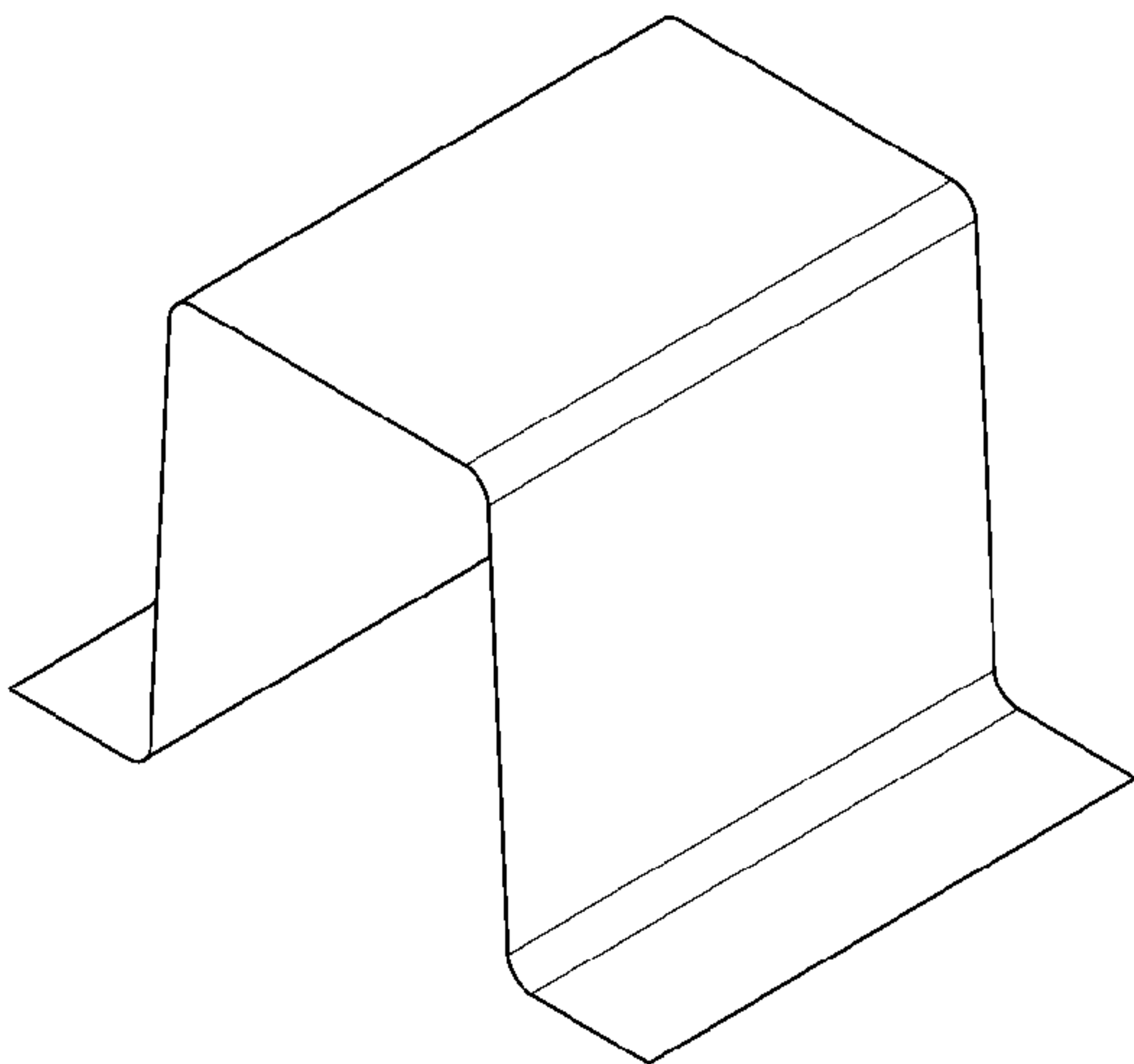
상기 냉간압연 전, 상기 냉각된 열연강판을 산세하는 단계를 추가로 포함하는 열간성형용 강재의 제조방법.

- [청구항 14] 청구항 12에 있어서,  
상기 냉간압연 시, 압하율은 30~80%인 열간성형용 강재의 제조방법.
- [청구항 15] 청구항 12에 있어서,  
상기 소둔시 분위기 가스의 이슬점온도(Dew point)는 -70~-30°C인  
열간성형용 강재의 제조방법.
- [청구항 16] 청구항 12에 있어서,  
상기 소둔된 냉연강판을 냉각하는 단계 후, 상기 냉각된 냉연강판을 Al계  
도금욕에 침지하여 알루미늄계 도금층을 형성하는 단계를 추가로  
포함하는 열간성형용 강재의 제조방법.
- [청구항 17] 청구항 16에 있어서,  
상기 Al계 도금욕은 중량%로, Si: 6~12%, Fe: 1~4%, 잔부 Al 및 불가피한  
불순물을 포함하는 것을 특징으로 하는 열간성형용 강재의 제조방법.
- [청구항 18] 청구항 16에 있어서,  
상기 도금층 형성시, 도금 부착량은 편면 기준 30~130g/m<sup>2</sup>인 열간성형용  
강재의 제조방법.
- [청구항 19] 청구항 11 내지 18 중 어느 한 항에 의해 제조된 열간성형용 강재를  
이용하여 블랭크를 얻는 단계;  
상기 블랭크를 Ac3~980°C에서 가열한 후, 1~1000초간 유지하는 단계; 및  
상기 가열 및 유지된 블랭크를 열간성형한 후 상온까지 냉각하는 단계를  
포함하는 열간성형 부재의 제조방법.

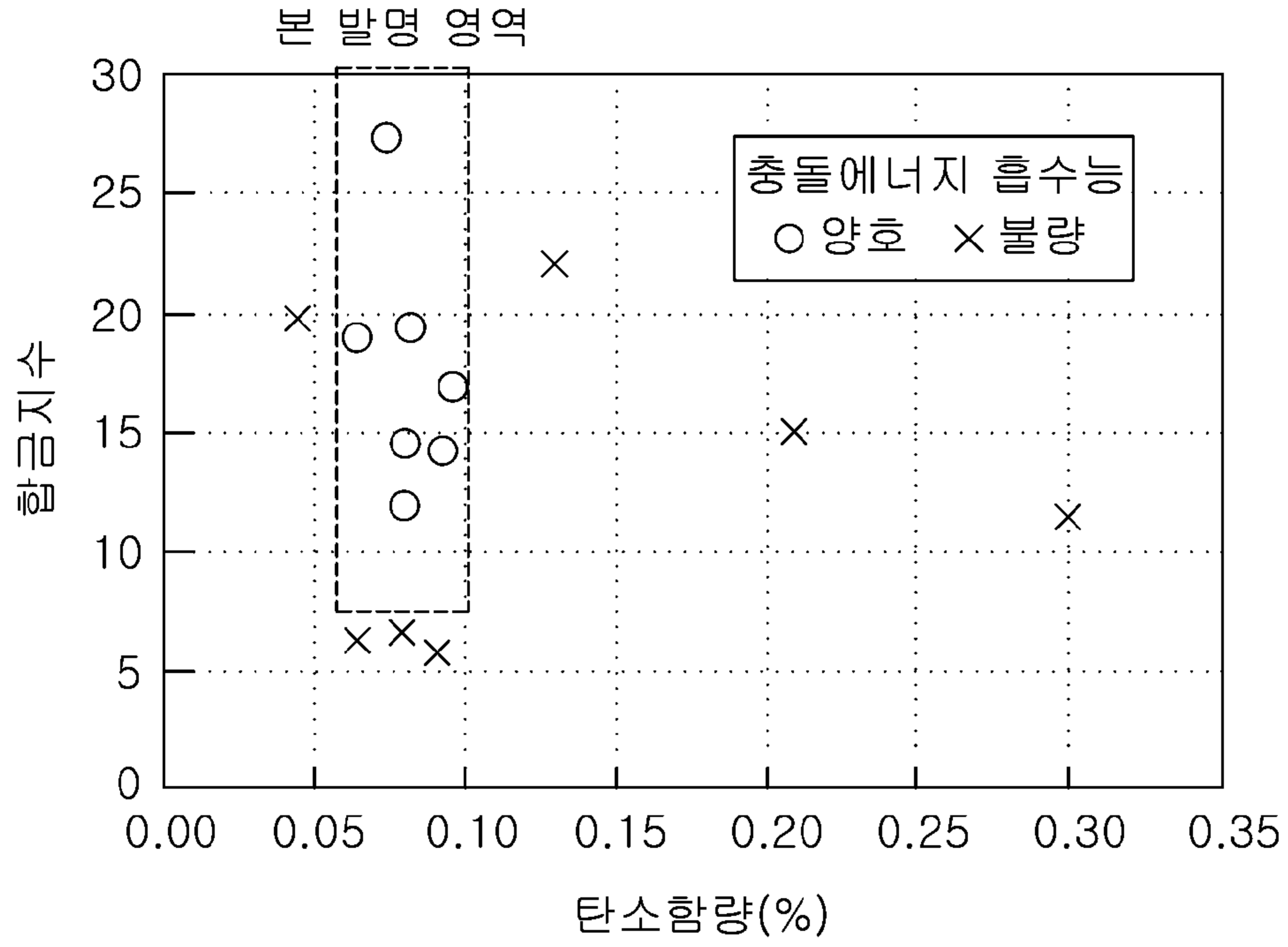
[도1]



[도2]



[도3]



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/KR2020/018658

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/50(2006.01)i; C22C 38/48(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; B21B 1/24(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C 38/38(2006.01); C21D 1/18(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/04(2006.01); C22C 38/60(2006.01)		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Korean utility models and applications for utility models: IPC as above Japanese utility models and applications for utility models: IPC as above		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) eKOMPASS (KIPO internal) & keywords: 열간성형(hot forming), 탄화물(carbide), 도금(plating), 소둔(annealing), 냉각(cooling), 크롬(Cr), 몰리브덴(Mo), 알루미늄(Al)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 6380659 B2 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 29 August 2018 (2018-08-29) See paragraphs [0091]-[0105], [0108] and [0110], claim 1 and table 4.	1-19
Y	KR 10-1899688 B1 (POSCO) 17 September 2018 (2018-09-17) See claim 13.	1-19
Y	KR 10-2010-0137196 A (POSCO) 30 December 2010 (2010-12-30) See paragraphs [0071] and [0085] and claim 8.	4-5,16-18
A	WO 2019-186927 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 03 October 2019 (2019-10-03) See claim 1.	1-19
A	JP 11-100635 A (NIPPON STEEL CORP.) 13 April 1999 (1999-04-13) See claims 1-4 and 7.	1-19
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "D" document cited by the applicant in the international application "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search <b>19 March 2021</b>		Date of mailing of the international search report <b>19 March 2021</b>
Name and mailing address of the ISA/KR <b>Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon Building 4, 189 Cheongsaro, Seo-gu, Daejeon 35208</b> Facsimile No. +82-42-481-8578		Authorized officer  Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
**Information on patent family members**

International application No.

**PCT/KR2020/018658**

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
JP	6380659	B2	29 August 2018	BR	112017019994	A2	19 June 2018
				CA	2982078	A1	13 October 2016
				CA	2982078	C	28 January 2020
				CN	107429363	A	01 December 2017
				CN	107429363	B	23 August 2019
				EP	3282030	A1	14 February 2018
				EP	3282030	B1	19 February 2020
				ES	2787005	T3	14 October 2020
				JP	WO2016-163468	A1	21 December 2017
				KR	10-2017-0132309	A	01 December 2017
				KR	10-2034129	B1	18 October 2019
				MX	2017012873	A	15 January 2018
				RU	2686713	C1	30 April 2019
				TW	201708566	A	01 March 2017
				TW	I612153	B	21 January 2018
				US	2018-0171429	A1	21 June 2018
				WO	2016-163468	A1	13 October 2016
<hr/>							
KR	10-1899688	B1	17 September 2018	CN	110100031	A	06 August 2019
				JP	2020-509204	A	26 March 2020
				WO	2018-117724	A1	28 June 2018
<hr/>							
KR	10-2010-0137196	A	30 December 2010	None			
<hr/>							
WO	2019-186927	A1	03 October 2019	CN	111630198	A	04 September 2020
				JP	6460287	B1	30 January 2019
				KR	10-2020-0111753	A	29 September 2020
				WO	2019-186927	A1	30 April 2020
<hr/>							
JP	11-100635	A	13 April 1999	None			
<hr/>							

<b>A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC))</b> C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/50(2006.01)i; C22C 38/48(2006.01)i; C22C 38/54(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; B21B 1/24(2006.01)i		
<b>B. 조사된 분야</b> 조사된 최소문헌(국제특허분류를 기재) C22C 38/38(2006.01); C21D 1/18(2006.01); C21D 8/02(2006.01); C21D 9/46(2006.01); C22C 38/00(2006.01); C22C 38/04(2006.01); C22C 38/60(2006.01) 조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌 한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC 일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC 국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우)) eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 열간성형(hot forming), 탄화물(carbide), 도금(plating), 소둔(annealing), 냉각(cooling), 크롬(Cr), 몰리브덴(Mo), 알루미늄(Al)		
<b>C. 관련 문헌</b>		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
Y	JP 6380659 B2 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 2018.08.29 단락 [0091]-[0105], [0108], [110], 청구항 1 및 표 4	1-19
Y	KR 10-1899688 B1 (주식회사 포스코) 2018.09.17 청구항 13	1-19
Y	KR 10-2010-0137196 A (주식회사 포스코) 2010.12.30 단락 [0071], [0085] 및 청구항 8	4-5,16-18
A	WO 2019-186927 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 2019.10.03 청구항 1	1-19
A	JP 11-100635 A (NIPPON STEEL CORP.) 1999.04.13 청구항 1-4, 7	1-19
<input type="checkbox"/> 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. <input checked="" type="checkbox"/> 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.		
* 인용된 문헌의 특별 카테고리: “A” 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌 “D” 본 국제출원에서 출원인이 인용한 문헌 “E” 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌 “L” 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌 “O” 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌 “P” 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌 “T” 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌 “X” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다. “Y” 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다. “&” 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌		
국제조사의 실제 완료일	국제조사보고서 발송일	
2021년03월19일(19.03.2021)	2021년03월19일(19.03.2021)	
ISA/KR의 명칭 및 우편주소	심사관	방승훈
대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578	전화번호 +82-42-481-5560	

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일		
JP 6380659 B2	2018/08/29	BR 112017019994 A2	2018/06/19		
		CA 2982078 A1	2016/10/13		
		CA 2982078 C	2020/01/28		
		CN 107429363 A	2017/12/01		
		CN 107429363 B	2019/08/23		
		EP 3282030 A1	2018/02/14		
		EP 3282030 B1	2020/02/19		
		ES 2787005 T3	2020/10/14		
		JP WO2016-163468 A1	2017/12/21		
		KR 10-2017-0132309 A	2017/12/01		
		KR 10-2034129 B1	2019/10/18		
		MX 2017012873 A	2018/01/15		
		RU 2686713 C1	2019/04/30		
		TW 201708566 A	2017/03/01		
		TW I612153 B	2018/01/21		
		US 2018-0171429 A1	2018/06/21		
		WO 2016-163468 A1	2016/10/13		
		KR 10-1899688 B1	2018/09/17	CN 110100031 A	2019/08/06
				JP 2020-509204 A	2020/03/26
				WO 2018-117724 A1	2018/06/28
KR 10-2010-0137196 A	2010/12/30	없음			
WO 2019-186927 A1	2019/10/03	CN 111630198 A	2020/09/04		
		JP 6460287 B1	2019/01/30		
		KR 10-2020-0111753 A	2020/09/29		
		WO 2019-186927 A1	2020/04/30		
JP 11-100635 A	1999/04/13	없음			