

## (19) 대한민국특허청(KR) (12) 공개특허공보(A)

(51) Int. Cl.<sup>6</sup>  
B21B 1/22  
B21B 3/00

(11) 공개번호 특2000-0045514  
(43) 공개일자 2000년07월 15일

(21) 출원번호	10-1998-0062073
(22) 출원일자	1998년 12월 30일
(71) 출원인	포항종합제철 주식회사 이구택 경상북도 포항시 남구 괴동동 1번지
(72) 발명자	유호천 경상북도 포항시 남구 괴동동 포항종합제철소내
(74) 대리인	홍성철

**심사청구 : 없음**

### (54) 저항복비를 가진 고강도 후강판의 제조방법

#### 요약

본 발명은 열간압연한 저합금저탄소강판을 가속냉각한 후에  $Ac_1 \sim Ac_3$  변태점사이의 온도로 다시 재가열하여 열간압연하는 것을 특징으로 하는 저항복비를 가진 60kg/mm<sup>2</sup>급이상의 고강도후강판의 제조방법에 관한 것으로, 중량%로, C:0.01-0.15%, Si:0.50% 이하, Mn:0.5-2.0%, P:0.020% 이하, S: 0.010% 이하, Al:0.005-0.050%를 기본성분으로 함유하고, 여기에 Cu: 0.08-0.50%, Ni: 0.08-0.50%, Ti, Nb, V를 각각 0.005-0.050%, Cr, Mo를 각각 0.01-1.0%, Ca: 0.0010- 0.0050%를 1종이상 함유하고, 기타 불가피한 불순물과 잔량 Fe로 조성된 강괴를 제조하고, 1000-1200℃의 온도범위로 가열하여 열간압연한 다음,  $Ar_3$  변태점 이상의 온도에서 상온까지 7℃/sec 이상의 냉각속도로 가속냉각하고 공냉한 후에, 다시 재가열하여  $Ac_1 \sim Ac_3$  변태점 사이의 온도에서 10-80% 범위 압하율로 열간압연하는 것을 특징으로 한다.

본 발명에서는 이 강재의 화학성분의 조절 외에 가속냉각열처리를 행하여 마르텐사이트와 베이나이트와 펄라이트의 혼합조직을 바탕으로 한 다음, 2상 영역에서의 재가열 압연기술을 가미시켜 저항복비의 고강도 후강판을 제조함으로써 항복비가 80% 이하로 매우 낮아 내지진 특성이 요구되는 30층 이상의 초고층건물과 같은 고강도의 대형 용접구조물용의 강재로서 특히 적합하다.

#### 명세서

#### 발명의 상세한 설명

##### 발명의 목적

##### 발명이 속하는 기술분야 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 열간압연한 저합금 저탄소강판을 가속냉각후에  $Ac_1 \sim Ac_3$  변태점 사이의 온도로 다시 재가열하여 열간압연하는 저항복비를 가진 60kg/mm<sup>2</sup>급 이상의 고강도 후강판의 제조방법에 관한 것이다.

현대는 지진에 대한 새로운 건축물 구조로 지진에 의해 건물로 입력되는 에너지를 특정한 구조부재 또는 부품에 흡수시켜 주요 구조부재가 손상되는 것을 억제하는 에너지 흡수재로서 저항복 강판이 요구되고 있다.

이러한 시대적 요구에 부응하여 저항복강의 제조를 시도하게 되었는데, 근본적으로는 결정립의 충분한 조대화과 그 내부전위(dislocation)를 극히 낮게 함으로써 얻어졌다.

지금까지 60kg/mm<sup>2</sup> 이상의 고강도강은 강도가 증가할수록 최고인장강도에 대한 항복강도 즉, 항복비(0.2% 항복강도 / 최고인장강도)가 증가하여 지진과 같은 사용조건에서 재료가 초기에 취성파괴현상이 일어나 안정성에 큰 문제점으로 되어 왔다.

그래서 고강도이면서 항복비가 감소된 강을 제조하는 방법에 대하여 여러가지 각도로 강구하여 왔었다.

고강도강을 제조하기 위한 종래의 방법을 살펴보면 크게 4가지로 나눌 수 있다. 첫째로, Ni, Cr 및 Mo와 같은 합금원소를 대량으로 첨가하여 고강도를 얻는 것인데, 이 방법은 합금원소의 다량첨가에 대한 생산원가의 상승과 차후에 용접할 경우 예열온도의 상승과 용접성이 불량하여 결정적인 단점을 안고 있다.

둘째는 900℃ 이상의 고온에서 소입(quenching)처리하여 마르텐사이트 조직을 생성시킨 후에 소준(tempering)처리하여 고강도를 얻는 것이며, 셋째는 900℃ 이하로 저온압연(제어압연)을 하여 고강도를 얻는 것이다. 그러나 둘째와 셋째 방법은 강도를 대폭적으로 상승시킬 수 없다.

이러한 고합금강, 소입소려강 및 저온압연강은 항복비가 80% 이상이 되어 지진 발생시에 초기에 취성파괴를 일으키므로 사회적으로 큰 문제가 되어 왔으며 이에 대한 개선을 요구하게 되었다.

이러한 종래의 열처리방법은 인장강도는 상승시켰지만 항복강도도 동시에 증가하여 항복비(항복강도/인장강도)가 높아 고충용 건축구조용강에는 사용이 불가능하였다.

종래의 방법중에서 네번째 방법으로써 항복비를 낮추기 위해서 소입과 소려열처리의 중간에 2차 소입열처리를 실시하는 방법을 적용하였는데, 이 방법은 1차 소입 온도 보다 온도가 낮은 냉각구간 즉, 오스테나이트와 페라이트의 혼합구역까지 재가열시켜서 소입열처리를 행하는 방법이다.

### **발명이 이루고자 하는 기술적 과제**

이 방법은 항복비를 낮출 수 있지만 2차 소입열처리 적용전 보다 최고인장강도가 오히려 저하하고 있어서 실제로 최고인장강도의 상승은 기대하기 어렵기 때문에 합금원소를 다량 첨가하여 강도를 상승하여야하는 단점이 있다.

그러나 합금원소를 다량 첨가하면 경제적으로 생산가격이 높아질 뿐만 아니라 용접부의 경화 현상이 발생하여 용접 예열처리의 온도가 높아지고 용접부 균열의 발생이 용이해지는 치명적인 단점이 있다.

본 발명은 상기 설명한 바와 같은 종래 기술의 문제점을 해결하기 위하여 이루어진 것으로, 저합금 저탄소 후강판을 열간압연한 직후에 오스테나이트 조직의 온도구역에서 가속냉각하여 미세한 소입경화 조직을 얻어 상온으로 냉각시켜 강도를 증가시킨 후에, 다시 재가열하여 오스테나이트와 페라이트의 2상 조직의 온도구역에서 열간압연후에 공냉하여 미세한 페라이트와 펄라이트의 혼합조직을 얻어 저항복비를 가진 고강도 후강판을 제조하는 방법을 제공함에 그 목적이 있다.

### **발명의 구성 및 작용**

상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 저항복비를 가지는 고강도 후강판 제조방법은, 중량%로, C:0.01~0.15%, Si:0.50% 이하, Mn:0.5~2.0%, P:0.020% 이하, S: 0.010% 이하, Al:0.005~0.050%를 기본성분으로 함유하고, 여기에 Cu:0.08~0.50%, Ni 0.08~0.50%, Ti,Nb,V을 각각 0.005~0.050%, Cr,Mo를 각각 0.01~1.0%, Ca 0.0010~ 0.0050%를 1종이상 함유하고, 기타 불가피한 불순물과 잔량 Fe로 조성된 강괴를 제조하고, 1000~1200℃의 온도범위로 가열하여 열간압연한 다음, Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도에서 상온까지 7℃/sec 이상의 냉각속도로 가속냉각하고 공냉한 후에, 다시 재가열하여 Ac<sub>1</sub>~Ac<sub>3</sub> 변태점 사이의 온도에서 10~80%범위 압하율로 열간압연하는 것을 특징으로 하는 구성이다.

이하에서는 양호한 실시예와 관련하여 본 발명을 상세하게 설명한다.

이하, 본 발명이 적용되는 강을 구성하는 성분조성의 수치한정이유에 대해서 설명하면 다음과 같다.

C는 강도를 상승시키는 데 필요한 원소이나 다량 첨가하면 항복비가 80% 이상이 되어 바람직하지 않다. 그러나 C 함량을 감소시키면 항복비를 80% 이하로 유지하는데 도움이 되나 경제적으로 값싸게 강도를 상승시키는데에는 지장을 초래한다. C 함량을 증가시키면 강도는 증가하나 0.15% 이상으로 다량 함유되면 항복비가 80% 이상으로 증가하여 바람직하지 않고, C 함량이 0.01% 이하로 적게 첨가되면 소입성이 저하하여 고강도를 얻는데 지장을 초래하기 때문에, C 함량을 0.01~0.15%로 한정하였다.

Si은 강중에서 탈산작용을 할뿐만 아니라 강도 확보를 위하여 필요한 원소이지만 0.50% 이상 첨가되면 강중에서 강의 청정성을 해치기 때문에 Si의 함량을 0.50% 이하로 하였다.

Mn은 강중에서 탈산작용을 하고 용접성, 열간가공성 및 강도를 향상시키는 유효한 원소이지만 0.5% 이하에서는 그 효과가 없으며, 2.0% 이상 첨가시에는 용접 열영향부의 도금균열성을 해치지 않을 뿐만 아니라 충격인성도 저하하기 때문에 Mn의 함유량을 0.5~2.0%로 한정하였다.

P는 함량이 높을 경우에 입계에 편석하여 취성균열을 일으켜, 모재 및 용접부에 균열을 야기시키는 유해한 원소이기 때문에 상한치를 0.020% 이하로 한정하였다.

S는 내부식성에 매우 해로운 원소인데, 0.010%를 초과하면 MnS등의 비금속재물이 강중에 다량으로 존재하여 아연도금균열성을 해치기 때문에 S의 상한선을 0.010%로 하였다.

Al은 탈산제로 첨가하며, 아울러 AlN의 질화물을 형성하여 결정립 미세화 작용을 하여 강도를 상승시킨다. Al 함량이 0.005% 이하이면 이에 대한 효과가 없으며, 0.050% 이상이면 비금속재물로 존재하여 강의 청정도를 저하시키기 때문에 Al의 함유량을 0.005~0.050%로 한정하였다.

상기 기본성분에 Cu, Ni, Ti, Nb, V, Cr, Mo 및 Ca를 1종이상 임의적으로 첨가할 수 있다.

Cu는 0.08% 이하가 되면 강도 상승 효과가 없으며, 0.50%를 넘으면 열간압연시 표면결함이 쉽게 발생되고 제관시 용접성을 해치고 충격인성이 저하되기 때문에 Cu의 함유량을 0.08~0.50%로 한정하였다.

Ni은 강중에서 Cu 첨가로 인한 강판의 고온균열을 억제시켜 주는 효과가 있으며, 열간압연후 용접부와 모재부의 강도 및 경도를 크게 상승시키지 않는 원소이나, 0.08% 이하에서는 그 효과가 없기 때문에 하한치를 0.08%로 하였으며, 0.50% 첨가시까지 내고온부식성의 향상 효과를 충분히 볼 수 있으며, 그 이상의 첨가는 고가이기 때문에 경제적인 측면에서도 0.50% 이하로 규제하는 것이 바람직하므로 Ni의 함유량을 0.08~0.50%로 한정하였다.

Ti, Nb, V은 미량 첨가에 의해서 기지조직의 결정립을 미세화하여 탄소당량을 높이지 않고 고강도화를 도모할 수 있기 때문에 첨가한다. Nb, Ti, V은 각각 0.005% 이하로 첨가되면 결정립 미세화 효과가 없으며, 0.050% 이상 첨가되면 미세화 효과가 포화되어 더 이상의 효과가 나타나지 않기 때문에 본 발명에서는 V, Ti, Nb의 첨가량을 각각 0.005~0.050%로 한정하였다.

Cr, Mo은 기지조직의 강도를 증가시키는 원소이며, 0.01% 이하에서는 첨가효과가 나타나지 않으며, 1.0% 이상에서는 탄소당량이 증가하며 제조원가가 상승하여 비경제적이므로 Cr, Mo의 함유량을 각각 0.01~1.0%로

한정하였다.

Ca은 강중에 S의 유해한 영향을 저감시키는 효과가 있는 원소로써, 강의 청정성에 해로운 MnS의 길게 늘어나는 비금속재물을 CaS로 구상화시키는 작용을 한다. Ca함량이 0.0050% 보다 많으면 재강시에 내화벽돌을 심하게 손상시키고 강의 청정성을 해치기 때문에 0.0050% 이하로 한정하였으며, 0.0010%보다 적으면 효과가 없기 때문에 Ca 함량의 범위를 0.0010-0.0050%로 한정하였다.

본 발명에서는 상기의 화학성분범위를 가진 저합금 저탄소강괴를 제조하여 가열, 열간압연, 가속냉각 및 재가열 압연공정을 거쳐 저항복비를 가진 60kg/mm<sup>2</sup>급 이상의 고강도 후강판을 제조하는데, 우선 열간압연하기 위하여 강괴를 1000-1250℃의 온도범위로 가열한 후에 열간압연한 다음, Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도에서 상온까지 7℃/sec 이상의 냉각속도로 가속냉각하고 공냉한 후에, 다시 재가열하여 Ac<sub>1</sub>~Ac<sub>3</sub> 변태점 사이의 온도에서 10-80% 범위의 압하율로 열간압연하여 저항복비를 가진 고강도후강판을 제조한다.

다음에, 본 발명의 제조공정에 있어서 열간압연 및 열처리조건에 대한 수치한정이유에 대하여 설명하기로 한다.

열간압연을 하기 위해 열처리(soaking)를 하는데, 열처리온도가 1000℃ 이하가 되면 충분히 가열되지 않을 뿐만 아니라 열간압연 도중에 온도가 저하되어 품질특성에 악영향을 미친다. 또한 1000℃이상으로 가열하여야만 강중에 분포되어 있는 석출물들이 충분히 재용해하여 고용량 증대에 의한 강도상승 효과를 가져오기 때문에 1000℃ 이상으로 한정하며, 1250℃ 이상이 되면 결정립조대화 현상과 표면스케일의 과다 생성으로 인하여 결함이 발생되기 쉽기 때문에 1250℃ 이하로 한정하였다.

열간압연한 직후에 가속냉각을 하게 되는데, 각각의 제조단계에 대한 한정은 다음과 같다.

본 발명에서는 상기 한정범위내의 화학 성분으로 이루어진 강괴를 열간압연과 가속냉각하게 되는데, 가속냉각하는 데는 두가지 방법이 있다. 즉, 열간압연후에 공냉하여 상온으로 강을 냉각시킨 후에 다시 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도로 재가열하여 가속냉각하는 방법과, 열간압연 직후에 고온 상태인 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도에서 바로 가속냉각하는 방법이 있다.

본 발명에서는 어느 방법도 최종제품의 품질에는 거의 영향을 미치지 않기 때문에 무방하다고 할 수 있다.

가속냉각의 개시온도를 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도로 하는데, 이는 Ar<sub>3</sub> 변태점 이하에서 가속냉각하면 소입 효과가 적어서 강도의 상승을 기대할 수 없기 때문이다.

통상 열간압연 마무리온도를 Ar<sub>3</sub> 변태점에서 150℃ 이상으로 하면 결정립의 미세화현상을 기대할 수 없어 결정립 미세화에 의한 강도상승 효과를 거의 기대할 수 없기 때문에 실제로 Ar<sub>3</sub> 변태점~Ar<sub>3</sub> 변태점+150℃ 사이의 범위에서 열간마무리압연을 수행하는 것이 바람직하다.

그러나 가속냉각 개시온도에 있어서 실제제조업에서 Ar<sub>3</sub> 변태점 직상에서는 온도에 크게 영향을 받지 않기 때문에 본 발명에서 Ar<sub>3</sub> 변태점+150℃ 이하로 한정하지 않고 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상으로 한정하였다.

계속하여 열간마무리압연 직후에 상온까지 가속냉각을 실시하여 강조직을 마 르텐사이트와 베이나이트와 펄라이트의 혼합조직을 얻는데, 7℃/sec 이하의 가속냉각속도에서는 충분한 소입조직이 형성되지 않아 강도향상에 도움이 되는 마르텐사이트와 베이나이트 조직을 얻을 수 없기 때문에 본 발명에서는 7℃/sec 이상으로 한정하였다.

가속냉각후 상온으로 냉각된 강에 대하여 저항복비를 가진 고강도 후강판을 제조하기 위하여 재가열하여 열간압연하게 되는데, Ac<sub>1</sub> 변태점 이하에서 열간압연하면 강도의 상승을 기대할 수 없고, Ac<sub>3</sub> 변태점 이상에서 열처리하면 항복비가 상승하여 저항복비를 가진 강을 제조할 수 없기 때문에 본 발명에서는 재가열 열간압연 온도범위를 Ac<sub>1</sub>~Ac<sub>3</sub> 변태점 사이로 한정하였다.

열간압하율이 10% 이하에서는 압연가공에 의한 강도의 증가가 없으며, 80%이상의 열간압하율에서는 실제 제조공정상 온도 저하가 심하여 품질을 보증할 수 없기 때문에 본 발명에서는 열간압하율에 대한 최적의 범위를 10-80%로 한정하였다.

본 발명에서는 이 강재의 화학성분의 조절만으로는 저항복비 고강도후강판을 제조할 수 없었기 때문에, 여기에 가속냉각 열처리를 행하여 마르텐사이트와 베이나이트와 펄라이트의 혼합조직을 바탕으로 한 다음, 2상 영역에서의 재가열 압연기술을 가미시켜 저항복비의 고강도 후강판을 제조하게 되었다.

상기와 같은 본 발명의 작용을 설명하면 다음과 같다.

저항복비를 가진 고강도강을 제조하기 위하여 화학성분을 소량씩 첨가하여 기지조직을 강화하여 저합금 저탄소강으로 제조하였으며, 열간압연후에 오스테나이트 조직의 온도구역에서 가속냉각하거나 직접소입하여 마르텐사이트와 베나이트 및 페라이트의 혼합조직을 형성시켜 저항복화를 도모하였으며, 오스테나이트와 페라이트의 2상 혼합조직의 온도구역에서 열간압연하여 페라이트 조직을 미세화시키고 펄라이트 조직을 분산화시켜 고강도와 저항복화를 동시에 도모하는 것을 특징으로 한다.

본 발명의 특징을 화학성분을 조절하는 방법, 열간압연후에 가속냉각하는 방법, 및 2상 구역으로 재가열후에 열간압연하는 방법으로 나누어 단계적으로 설명하면 다음과 같다.

첫째로, C을 최대한 감소시켜 펄라이트 조직의 양을 감소시키고 페라이트 조직의 양을 증가시켜 저항복화를 도모하였으며, 조직을 더욱 미세화시키기 위하여 상기 기본성분에 Cu, Ni, Ti, Nb, V, Cr, Mo 및 Ca을 1중 이상 함유한 강재를 제조하였다.

둘째로, 이렇게 제조된 강재를 열간압연한 후에 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 오스테나이트 온도구역에서 가속냉각하

여 마르텐사이트와 베이나이트 및 페라이트의 혼합 조직을 형성시켜 저항복화를 도모하였다.

셋째로, 다시 오스테나이트와 페라이트의 2상 혼합조직의 온도구역까지 재가열한 후에 열간압연하여 페라이트 조직을 미세화시키고 펄라이트 조직을 분산화시켜 저항복비를 가진 고강도강을 제조토록 하였다.

여기에서 Ar<sub>3</sub> 변태점이란 오스테나이트 조직과 페라이트 조직의 2상 혼합조직에서 오스테나이트 단상조직으로 바뀌는 변태점으로 정의되고, Ac<sub>1</sub> 변태점이란 강을 상온에서 고온으로 가열시 페라이트 조직에서 오스테나이트 조직이 생성되는 변태점으로 정의되고, Ac<sub>3</sub> 변태점이란 페라이트 조직과 오스테나이트 조직의 2상 혼합조직에서 완전한 오스테나이트 조직으로 바뀌는 변태점으로 정의된다.

본 발명의 작용효과를 세부적으로 세가지로 나누어 상세히 설명하기로 한다.

첫째로, 화학성분을 조절하는 방법으로, C를 0.15중량% 이하까지 억제하여 펄라이트 조직의 양을 감소시키고 페라이트 조직의 양을 증가시켜 저항복화를 도모하였으며, Si 0.50% 이하와 Mn 0.5-2.0%의 함량은 공업적으로 저합금 저탄소강을 생산하는데 필요한 최적범위로 설정하였으며, P 0.020% 이하, S 0.010% 이하 및 Al 0.005-0.050% 함량은 강자체의 청정성을 유지하는데 기본적으로 필요한 함량범위로 설정하였다.

상기 기본성분에 조직을 더욱 미세화시키고 경제적인 범위내에서 강도를 최대한 증가시키기 위하여 Cu, Ni를 각각 0.08-0.50%, Ti, Nb, V를 각각 0.005-0.050%, Cr, Mo를 각각 0.01-1.0% 및 Ca 0.0010-0.0050%를 1종 이상 함유한 강괴를 제조토록 하였다.

여기에서 Ca은 MnS개재물을 CaS로 구상화시켜 강의 청정성을 향상시키는 작용을 한다.

둘째로, 저항복과 고강도를 목적으로 강괴를 열간압연한 직후 가속냉각하게 되는데, 1000-1200℃의 온도 범위로 가열후에 열간압연한 다음, 가속냉각하였다.

가속냉각하는 이유는 될 수 있는 한 페라이트 조직이 생기지 않는 범위내에서 수냉하여 강도의 상승에 유리한 마르텐사이트와 베이나이트 조직을 갖도록 하는 것이다. 가속냉각은 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도에서 상온까지 7℃/sec 이상의 냉각속도로 강을 냉각시킨다.

열간압연한 직후에 냉각하는 과정은 두가지 방법이 있는데, 첫째는 열간압연한 다음에 가속냉각하는 방법이고, 둘째는 마무리열간압연직후 바로 수냉시키는 직접소입법이 있다. 여기에서 직접소입법 역시 가속냉각속도를 빨리하는 것으로 생각해 볼 때에는 같은 범주에 속한다고 볼 수 있다.

셋째로, 다시 오스테나이트와 페라이트의 2상 혼합조직의 온도구역까지 재가열한 후에 열간압연하여 최종적으로 페라이트 조직을 미세화시키고 펄라이트 조직을 분산화시켜 저항복비를 가진 고강도강을 제조하는 것이다.

페라이트 조직의 미세화와 밴드(band)상으로 나열되어 있는 펄라이트 조직을 분산시키기 위하여 Ar<sub>3</sub> 변태점 이하의 온도와 Ar<sub>1</sub> 변태점 이상의 2상 혼합조직의 온도구간에서 10-80% 범위의 압축률로 열간압연하였다.

여기에서 재가열하기 전에 가속냉각시에 냉각속도가 빠른 경우에는 마르텐사이트 함량과 베이나이트 함량이 증가하게 되어 강도와 저온충격인성이 상승한다.

그러나 두께가 두꺼운 후강판일수록 마르텐사이트와 베이나이트의 함량이 줄어들고 페라이트의 함량이 증가되어 강도와 저온충격인성이 저하하는 경향을 보여준다.

그래서 본 발명의 핵심기술은 가속냉각한 후에 재가열하여 오스테나이트 조직과 페라이트 조직의 2상구역에서 열간압연함으로써 고강도강을 제조할 수 있다는 것이다.

또한 합금원소를 다량으로 첨가하지 않아 경제적으로 생산할 수 있으며 용접성을 향상시킬 수 있고 저항복비를 지니고 있기 때문에 고충용 건축구조물에 사용하기에 적당한 고강도강을 제조할 수 있는 유일한 방법으로 생각하게 되었다.

또한 실제 생산라인에서는 유희시간에 열처리로를 활용할 수 있어서 감산조업시기에는 적당한 방법이라고 말할 수 있다.

본 발명에 의해서 제조된 강판은 2차 열간압연시에 소정의 압연온도에서 일정시간 유지하여야 되기 때문에 강판의 두께가 너무 얇으면 강판의 온도가 급속히 저하하기 때문에 어느 정도의 두께를 유지해야 한다. 강판 두께는 30mm 이상이 바람직하다.

본 발명에 의해서 제조된 강은 항복비가 80% 이하로 매우 낮아 내지진이 요구되는 30층 이상의 초고층건물과 같은 고강도의 대형 용접구조물용 강재로서 특히 적합하다.

이하에서는 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다..

실시예

본 발명강의 효과를 검증하기 위하여, 표 1과 같은 화학성분을 가진 비교강과 발명강을 진공유도용해로에 의해서 용해주조하여 열간압연과 열처리를 위한 50kg 단층의 강괴로 제작하였다.

[표 1]

구 분	화학성분(중량%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ca

비교강	A	0.05	0.32	1.28	0.015	0.003	0.28	0.18	0.24	0.15	0.03	0.02	0.05	-
	B	0.19	0.35	1.24	0.017	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
	C	0.12	0.28	1.50	0.019	0.004	0.25	0.18	-	-	0.04	0.02	-	-
연면강	D	0.14	0.29	1.28	0.016	0.004	0.25	0.15	-	-	-	-	-	-
	E	0.13	0.28	1.82	0.008	0.003	0.22	0.17	0.34	-	-	-	-	-
	F	0.14	0.34	1.54	0.012	0.004	-	-	0.38	0.29	-	-	0.05	-
	G	0.10	0.32	1.50	0.017	0.004	0.28	0.12	-	-	0.03	0.02	0.01	-
	H	0.08	0.35	1.25	0.015	0.003	0.25	0.14	0.43	-	0.03	0.02	-	12ppm
	I	0.09	0.29	1.12	0.019	0.003	0.25	0.42	0.27	0.20	0.03	0.02	-	15ppm
	J	0.05	0.28	1.09	0.018	0.002	0.31	0.56	0.29	-	0.02	0.02	0.01	19ppm
	K	0.11	0.30	1.40	0.014	0.003	0.20	0.16	0.15	0.15	0.04	0.02	0.05	-
	L	0.03	0.36	0.76	0.015	0.004	0.23	0.70	0.32	0.28	0.02	0.02	0.06	23ppm

이 때의 강과 두께는 150mm로 하였으며 최종열간압연후의 최종강판 두께를 50mm로 하였다. 열간압연, 가속냉각 및 재가열 압연처리 조건은 표 2에서 제시한 바와 같은 조건으로 행하여 시험결과를 분석하기 위하여 인장시험을 하였다.

강판의 냉각속도는 시험편의 중심부(표면에서 25mm들어간 지점)에 드릴로 구멍을 뚫어 열전대(1.6mm  $\phi$ , K-type)를 삽입하여 강판온도를 측정하여 실시하였다.

인장시험편을 10mm/min.속도로 인장하였으며, 인장강도, 0.2%항복강도 및 항복비를 측정하여 그 결과를 표 2에 나타내었다.

참고로, 변태점을 측정하였는데, I강의 경우에 가열시에는  $Ac_1$ : 716 $^{\circ}C$ ,  $Ac_3$ : 874 $^{\circ}C$ 였으며, 고온에서 냉각시에는  $Ar_1$ : 616 $^{\circ}C$ ,  $Ar_3$ : 766 $^{\circ}C$ 이었다.

다른 강 의 경우에도 비슷한 값을 나타내고 있었다.

[표 2]

분구	제 조 조 건 변 화					
	강종	가열 온도 ( $^{\circ}C$ )	재가열 직 접소입	가속냉각 개시온도 ( $^{\circ}C$ )	가속냉각 속도 ( $^{\circ}C/sec$ )	재가열 온도 ( $^{\circ}C$ )
비교예	A	1100	소입(900 $^{\circ}C$ )-소려(640 $^{\circ}C$ )			-
	B	1100	저온압연(종료750 $^{\circ}C$ )-공냉			-
	C	1100	재가열	980	12	650
	D	1050	재가열	880	12	795
	D	1200	재가열	880	12	795
	E	1100	재가열	920	12	795
	E	1100	재가열	970	12	795
	F	1100	재가열	880	12	795
	F	1100	재가열	880	20	795
	G	1100	재가열	880	12	795
	G	1100	재가열	880	30	795
	H	1100	재가열	880	12	795
	H	1100	재가열	880	30	795
	I	1100	직접소입	880	8	750
I	1100	직접소입	980	8	940	
J	1100	직접소입	880	8	735	

	J	1100	직접소입	880	8	855	
	K	1100	재가열	880	12		○
	K	1100	재가열	880	12	65	○
	L	1100	재가열	880	12	75.0	64 ○
	L	1100	재가열	880	12	70	78.6 63 ○

인장시험결과 ○:80%이하로 항복비 양호 ×:80% 이상으로 항복비 불량

본 발명의 효과를 검증하기 위하여 제조 조건을 변화시켰는데, 종래의 비교방법으로 소입-소려(A강), 저온압연-공냉(B강) 및 가속냉각-재가열저온압연(C강)을 적용 비교하였으며, 본 발명예의 제조 방법으로 가열온도의 변화는 D강이며, 열간압연후에 공냉-재가열과 직접소입에 대한 비교는 I강과 J강이며, 가속냉각 개시온도의 변화는 E강이며, 가속냉각 속도의 변화는 F강, FG강 및 H강이며, 열간압연전에 재가열온도의 변화는 I강과 J강이며, 재가열후 열간압연시 압하율의 변화는 K강, K강 및 L강을 적용하여 인장시험한 결과를 비교하였다(표 2.참조)

내지진용 건축구조용 극후판 고강도강은 항복비가 80% 이하가 되어야만 안정성이 보장되는데, 종래의 강들(A,B,C)은 80% 이상이 되어 내지진에 대한 안정성을 확보하지 못하고 있으나, 본 발명강들(D~L)은 모두 80% 이하가 되어 내지진에 대한 안정성에 우수한 효과를 나타내고 있다.

### 발명의 효과

따라서, 본 발명에 의하면 강재의 화학성분의 조절외에, 가속냉각열처리를 행하여 마르텐사이트와 베나이트와 펄라이트의 혼합조직을 바탕으로 한 다음, 2상 영역에서의 재가열 압연기술을 가미시켜 저항복비의 고강도 후강판을 제조함으로써, 본 발명에 의해서 제조된 강은 항복비가 80% 이하로 매우 낮아 내지진 특성이 요구되는 30층 이상의 초고층건물과 같은 고강도의 대형 용접구조물용의 강재로 특히 적합하다.

### (57) 청구의 범위

#### 청구항 1

중량%로, C 0.01~0.15%, Si 0.50%이하, Mn 0.5~2.0%, P 0.020%이하, S 0.010%이하, Al 0.005~0.050%를 기본성분으로 함유하고, 여기에 Cu:0.08~0.50%, Ni 0.08~0.50%, Ti, Nb, V를 각각 0.005~0.050%, Cr,Mo를 각각 0.01~1.0%, Ca 0.0010~0.0050%를 1종 이상 함유하고, 기타 불가피한 불순물과 잔량 Fe로 조성된 강괴를 제조한 후에 1000~1200℃의 온도범위로 가열한 후에 열간압연한 다음 Ar<sub>3</sub> 변태점 이상의 온도에서 상온까지 7℃/sec 이상의 냉각속도로 가속냉각하고 공냉한 후에 다시 재가열하여 Ac<sub>1</sub>~Ac<sub>3</sub> 변태점 사이의 온도에서 10~80% 범위 압하율로 열간압연하는 것을 특징으로 하는 저항복비를 가진 고강도 후강판의 제조방법.