(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(51) 。Int. Cl. [7]
C22C 38/00

(45) 공고일자 2002년08월07일
(11) 등록번호 10-0347795
(24) 등록일자 2002년07월25일

(21) 출원번호 10-2000-0014265
(22) 출원일자 2000년03월21일

(65) 공개번호 특2000-0071463
(43) 공개일자 2000년11월25일

(30) 우선권주장 99-356902 1999년12월16일 일본(JP)
99-98277 1999년04월06일 일본(JP)

(73) 특허권자
가부시키가이샤 고베 세이코쇼
일본 효고켄 고베시 쥬오쿠 와키노하마쵸 2쵸메 10반26고

(72) 발명자
마키이고이치
일본효고켄고베시니시쿠다카츠카다이1쵸메5반5고가부시키가이샤고베세이코쇼고베소고기쥬츠겐큐쇼내
이바라키노부히코
일본효고켄고베시나다쿠나다하마히가시쵸2반가부시키가이샤고베세이코쇼고베세이데츠쇼내
오치아이겐지
일본효고켄고베시나다쿠나다하마히가시쵸2반가부시키가이샤고베세이코쇼고베세이데츠쇼내
이나다아츠시
일본효고켄고베시나다쿠나다하마히가시쵸2반가부시키가이샤고베세이코쇼고베세이데츠쇼내
와다사카에
일본효고켄가코가와시가나자와쵸1반가부시키가이샤고베세이코쇼가코가와세이데츠쇼내
미나미다다카아키
일본효고켄가코가와시가나자와쵸1반가부시키가이샤고베세이코쇼가코가와세이데츠쇼내
나가오마모루
일본효고켄고베시니시구다카츠카다이1쵸메5반5고가부시키가이샤고베세이코쇼고베소고기쥬츠겐큐쇼내

(74) 대리인
장용식
박종혁

심사관 : 소현영

(54) 내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선, 고탄소강선용 강재, 및 그것의 제조방법

요약

고강도를 가지며 내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선, 상기 고탄소강선용 강재, 그리고 상기 강재의 제조 방법이 여기에 개시된다. 고탄소강선은 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), 그리고 Fe이며, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 한다. 고탄소강은 B(0.0003-0.0050 중량%), Ti(0.030 중량% 이하), 및 N(0.0050 중량% 이하)을 더 포함할 수 있으며, B, Ti, 및 N의 양은 아래의 식을 만족시킨다

$$0.03 \leq B/(Ti/3.43-N) \leq 5.0$$

통상의 방법으로 제조된 강선은 그것의 표층부에서 0.40 중량% 이하의 양의 페라이트를 포함한다. 페라이트가 페라이트로부터 시작하는 종방향 균열을 일으키기 때문에 이러한 낮은 페라이트 함량은 우수한 내종방향 균열성의 원인이 된다.

대표도

도 1

색인어

페라이트, 공석 고탄소강, 오스테나이트, 펄라이트, 패턴팅

명세서

도면의 간단한 설명

도 1은 고탄소강선에서의 페라이트 양의 측정 영역을 나타내는 선도이다. 도 1은 또한 붕소 무첨가강(A) 및 붕소 첨가강(B)으로 만들어진 고탄소강선의 표층부(S) 및 중심부(C)에서의 페라이트 면적율 측정결과를 나타낸다.

도 2는 가열온도 및 유지시간이 티타늄-무첨가 붕소-첨가 과공석강(유지한 후 급냉시킴)에서 고용체중 붕소의 양에 어떻게 영향을 미치는지를 나타내는 그래프이다. 붕소의 양은 ppm으로 그 값을 플롯하였다.

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

발명의 배경

본 발명은 강재 와이어 코드, 와이어 로프 등을 위한 탄소강선(carbon steel wire), 상기 강선용 소재로서의 강재(steel product), 그리고 그것의 제조 방법에 관한 것이다. 이 탄소강선은 냉간압연후에 열처리(블루잉 등)없이 완성된다.

관련 기술의 설명

자동차 강재 레이디얼 타이어는 코드 와이어 및 비드 와이어 등의 강선으로 강화된다. 그것의 구성요소는 꼬인 고탄소강선들로 이루어진 스트랜드(strand)이며, 각각은 직경이 0.2mm이고 310kgf/mm ^{2} 이상의 강도를 갖는다.

스트랜드를 구성하는 각각의 와이어는 공석 또는 과공석 고탄소강으로부터 와이어 드로잉에 의해 제조된다. 와이어 드로잉의 단계는 패턴팅, 산세척, 황동도금(고무에 대한 우수한 점착을 확보하기 위해)으로 이어진다. 최종 드로잉은 약 0.2mm 직경의 가는 와이어를 제공한다. 패턴팅 처리는 약 500-550℃에서 오스테나이트 구조를 미세한 펄라이트 구조로 변형시키며, 그것에 의해 강재는 더욱 단단해진다.

근년에 자동차 타이어는 향상된 내구성을 요구하고 있으며 상기 강선 또한 전보다 높은 강도를 요구하고 있다. 강도를 증가시키는 효과적인 방법은 탄소 함량을 증가시키는 것이다. 그러나, 단지 탄소함량을 증가시키는 것은 와이어가 꼬여 있을때 종방향 균열(longitudinal cracking)을 생기게 한다. 종방향 균열은 크롬을 첨가함으로써 효과적으로 방지될 수 있다. 일본 특허 공개번호 194147/1990은 0.10-0.30%의 크롬 첨가를 개시한다. 일본 특허 공개번호 049592/1994는 붕소함량에 의해 결정되는 특정량의 크롬 첨가를 개시한다. 후자는 펄라이트에서 시멘타이트의 성장을 촉진시키고 연성 및 피로특성을 향상시키도록 의도된 것이다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

발명의 목적 및 개요

상기한 제 1 기술(크롬 첨가)은 인장강도(최대 360kgf/mm ^{2}) 및 비틈 값(twist value)(최대 25)의 증가에 제한되어 있다. 크롬 정제를 위한 에너지 및 강재의 재생이 고려된다면 크롬을 가하지 않는 것이 바람직하다. 상기한 제 2 기술은 주 성분으로서 크롬을 필요로 하며 와이어 드로잉의 한계 가공률(종래 레벨인 3.6을 넘지 않음)에 제한되는 단점을 가진다. 그것은 4000 MPa을 넘는 초 고강도를 갖는 가는 강선을 제공하지 못한다.

본 발명은 상기한 문제에 대한 언급을 종식시켰다. 본 발명의 목적은 크롬을 첨가하지 않더라도 전보다 더 높은 강도를 보이며 우수한 내종방향 균열성을 보이는 고탄소강선을 제공하는 것이다. 본 발명의 다른 목적은 상기 강선용 강재를 제공하는 것이다. 본 발명의 또 다른 목적은 상기 강선 및 강재의 제조 방법을 제공하는 것이다. 이 목적을 달성하기 위한 발명이 아래에 명시된다.

본 발명의 제 1 양태는 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), 그리고 Fe이며, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선에 있다. "주 상이 펄라이트"라는 표현은 펄라이트 면적율이 80% 이상이라는 것을 의미한다. 바람직한 펄라이트 면적율은 90% 이상이다.

본 발명의 제 2 양태는 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%), Ti(0.030 중량%미만), N(0.0050 중량% 미만), 그리고 Fe이며, B, Ti, 및 N의 양은 수학식 1을 만족시키고,

수학식 1

$$0.03 \leq B/(Ti/3.43-N) \leq 5.0$$

주 상은 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선에 있다.

본 발명의 제 3 양태는 제 2 양태에서 정의한 것과 동일한 화학적 조성을 가지며 TiN 개재물의 최대 입자 직경이 8.0㎛ 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선용 강재에 있다. 이 강재는 직경 축소(패턴팅 후의 작업 포함) 및 연이은 패턴팅에 의해 상기한 고탄소강선으로 제조된다.

본 발명의 제 4 양태는 고탄소강선용 강재의 제조 방법에 있으며, 상기 방법은 제 2 양태에서 정의한 것과 동일한 화학성분을 가지는 강재를 주조하고, 주조개시로부터 응고완료까지의 기간에 5℃/초 이상의 속도로 주물을 냉각하고, 그 결과 생성된 빌릿(billet)을 열간 압연하는 것을 포함한다.

본 발명의 제 5 양태는 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%, 고용체에서 B는 0.0003 중량% 이상을 차지함), N(0.0050 중량% 미만), 그리고 Fe이며, Ti의 함량이 0-0.005 중량%로 제한되고, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선에 있다. 이 양태의 독특한 점은 제 2 양태에서의 Ti 함량이 제한된다는 것이다.

본 발명의 제 6 양태는 내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선용 강재에 있으며, 상기 강재는 제 5 양태에서 정의한 것과 동일한 화학 성분을 가진다. 이 강재는 직경 축소(패턴팅 후의 작업 포함) 및 연이은 패턴팅에 의해 고탄소강선(제 5 양태에서 정의됨)으로 제조된다.

본 발명의 제 7 양태는 고탄소강선용 와이어 로드의 제조 방법에 있으며, 상기 방법은 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%), N(0.0050 중량% 미만), 그리고 Fe이며, Ti의 함량이 0-0.005 중량%로 제한되는 강재를 주조하고; 주조개시로부터 응고완료까지의 기간에 5℃/초 이상의 속도로 주물을 냉각하여 빌릿을 생성하고; 최종 온도가 900-1100℃가 되도록 그 생성된 빌릿을 가열하고 그것을 열간압연하고; 열간압연 제품을 850℃로 30초내에 냉각하는 것을 포함한다. 이 방법은 제 6 양태에서 정의된 고탄소강선용 강재를 제공한다.

발명의 구성 및 작용

바람직한 구체예의 설명

본 발명가들은 고탄소강선이 강도가 증가할때 종방향 균열이 발생하는 이유에 대해 광범위한 연구를 실시하였다. 강재가 과공석 조성에 상응하는 양으로 탄소를 함유하더라도 초석 페라이트가 종방향 균열을 받는 강선의 표층부에서 발생한다는 것이 밝혀졌다. 이 초석 페라이트가 종방향 균열의 시작점인 것 같다. 도 1a에 나타내었듯이, 표층부(S)(50㎛의 깊이)에서의 페라이트 함량(페라이트 면적율로)은 붕소 무첨가(평균탄소함량 0.90 중량%) 고탄소강선(0.2mm의 직경)의 경우에 중심부(C)에서의 그것보다 훨씬 크다(이 강선은 후에 언급될 실시예에서 시료번호 20으로 표시한다). 페라이트 생성 원인에 대한 연구에서, 탄소농도가 강선의 표층부에서 극히 낮다는 것을 발견했다. 표층부에서의 탄소농도의 감소는 드로잉 및 열처리 과정에서의 탈탄 때문이다. 이러한 발견은 표층부에서 탄소 함량의 감소를 막고 표층부에서 종방향 균열을 유도하는 페라이트의 생성을 피한다면, 크롬을 가하지 않고서도 강도를 증가시키고 내종방향 균열성을 향상시킬 수 있을 것이라는 아이디어를 이끌어냈다. 본 발명은 이러한 아이디어를 기초로 해서 완성되었다. 발명은 아래의 구체예와 관련해서 좀더 상세히 설명될 것이다.

제 1 구체예는 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), 그리고 Fe이며, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선과 관련이 있다.

이 고탄소강선은 아래에 주어진 이유에 의해 제한되는 성분들을 가진다.

C : 0.65 - 1.2 중량%

탄소는 강도를 효과적으로 증가시키는 값싼 원소이다. 탄소의 양이 증가할 수록, 드로잉에 기인한 가공 경화량 및 드로잉 후의 강도가 증가한다. 탄소의 양이 적을수록, 페라이트의 양을 줄이기가 좀더 어려워진다. 그러므로, 본 발명에 따르면, 탄소함량의 하한은 0.65 중량%, 바람직하게는 0.7 중량%, 그리고 좀더 바람직하게는 0.8 중량%이어야 한다. 반면에, 탄소함량이 과잉이면, 강선은 오스테나이트의 결정 입계에서 생성된 네트형 초석 시멘타이트 때문에 드로잉하는 동안 단선되기 쉽다. 이러한 시멘타이트는 가는 선으로 최종 드로잉한 후의 인성 및 연성에 역효과를 낸다. 탄소함량의

상한은 1.2 중량%, 바람직하게는 1.1 중량% 이어야 한다.

Si : 0.1 - 2.0 중량%

규소는 탈산제로서 유용한 원소이다. 그것은 기본적으로 알루미늄 무첨가 강선을 포함하는 본 발명에서 중요한 역할을 한다. 0.1 중량% 미만의 함량에서는, 규소는 탈산 작용을 수행하지 않는다. 그러므로, 규소 함량의 상한은 0.1 중량% 이어야 한다. 반면에, 과잉량이면, 규소는 기계적 디스케일링(이후로는 줄여서 MD로 표시)에 의해 드로잉하는 것을 어렵게 만든다. 그러므로, 규소 함량의 상한은 2.0 중량%, 바람직하게는 1.0 중량%, 좀더 바람직하게는 0.5 중량% 이어야 한다.

Mn : 0.2 - 2.0 중량%

망간도 또한 규소와 같이 탈산제로서 유용한 원소이다. 본 발명에 따른 알루미늄 무첨가 강선은 효과적인 탈산작용을 위해 규소 뿐만 아니라 망간을 필요로 한다. 망간은 또한 강재내에서 황과 결합하여 안정한 MnS를 생성시킬때 강재의 인성 및 연성을 증가시키는 작용을 한다. 더욱이, 그것은 담금질성을 효과적으로 증가시키며, 그것에 의해 압연 물질에서 초석 페라이트를 줄이게 된다. 이러한 효과를 내기 위해서, 망간함량의 하한은 0.2 중량%, 바람직하게는 0.3 중량% 이어야 한다. 반면에, 망간은 편석(segregation)하는 경향이 있는 원소이다. 그러므로, 과잉량의 망간은 망간이 편석된 부분에서 마르텐사이트 및 베이나이트 등의 과냉각 구조를 생성시킨다. 그것은 인발가공성에 대해 역효과를 낸다. 따라서, 망간함량의 상한은 2.0 중량%, 바람직하게는 1.0 중량%이어야 한다.

본 구체예에 따른 고탄소강선은 상기한 주 성분으로 이루어져 있으며, 나머지는 불가피한 불순물이다. 특성의 개선을 위해서, 그것은 주 성분의 성능에 해를 주지 않는 양으로 선택적 원소와 조합될 수 있다. 그러한 원소들의 예를 뒤에서 설명할 것이다.

고탄소강선은 아래에서 설명할 구조를 가진다. 그것은 패턴팅 처리에 의해 생성되는 주 상으로서 펄라이트 구조를 가진다. 이 구조는 기본적으로 종래의 것과 유사하지만 강선의 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 한다.

종방향 균열은 강선의 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층에서 시작한다. 그러므로, 이 부분에서 페라이트의 생성이 페라이트 면적율이 0.40% 이하가 되도록 억제된다면 우수한 내종방향 균열성이 개발된다. 이것은 아래의 실시예에서 증명된다.

표층부에서 페라이트의 생성을 억제하는 한가지 방법은 강재와 페라이트의 생성을 억제하는 성분과 결합시키거나(아래의 제 2 구체예에서 나타냄) 또는 패턴팅에 앞서서 드로잉 하는동안 또는 드로잉 후에 침탄하는 것이다. 본 발명의 강선은 기본적으로 전과 동일한 방법으로 제조될 수 있다. 그것의 제조방법은 열간압연, 드로잉, 산세척, 패턴팅 그리고 선택적인 최종 드로잉(습식 드로잉) 으로 이루어져 있다.

제 2 구체예에 따른 고탄소강이 아래에서 설명될 것이다. 그것은 그것이 페라이트 생성을 억제하는 주 성분으로서 붕소 등을 포함한다는 점에서 제 1 구체예에 따른 것과 다르다. 충분한 양(0.0020 중량%)의 붕소는 도 1b가 표층부(S) 및 중심부(C)에서의 페라이트( ) 면적율로 나타낸, 강선의 표층부(S)에서의 페라이트의 생성을 현저하게 억제한다. 이 강선은(평균적으로 0.90 중량%의 탄소를 포함하며 0.02mm의 직경을 가짐) 나중에 언급될 실시예에서 시료번호 11로서 표시된다. 이 발견은 제 2 구체예에 따른 고탄소강선의 기초이다.

제 2 구체예는 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%), Ti(0.030 중량% 이하), N(0.0050 중량% 이하), 그리고 Fe이며, B, Ti, 및 N의 양이 수학식 1을 만족시키고,

(수학식 1)

$0.03 \leq B/(Ti/3.43 - N) \leq 5.0$

주 상은 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선과 관련이 있다.

세가지 주요한 성분(C, Si, 그리고 Mn)을 가지는 이 고탄소강선은 상기한 것과 동일한 이유에 의해 제한된다. 그것은 아래서 상세히 설명될 이유에 의해 제한되는 다른 성분(B, Ti, 그리고 N)도 가진다.

B : 0.0003-0.0050 중량%

붕소는 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트의 생성을 억제하기 위해 가해지는 중요한 원소이다. 일반적으로 아공정강에서의 붕소는 오스테나이트 결정입계에서 편석하고, 그것에 의해 입자간 에너지를 감소시키고 페라이트 생성률을 감소시키고, 페라이트의 생성을 억제하는 효과를 낳지만, 공정강 또는 과공정강에서는 그것의 효과를 발휘하지 못하는 것으로 간주된다. 그러나, 본 발명에서는, 탄소함량이 열처리 하는 동안 탈탄하기 때문에 표층부에서 감소하는 것 같다. 그러므로, 붕소는 페라이트 생성을 억제하며 평균 조성이 공정인지 또는 과공정인지에 관계없이 효과적으로 종방향 균열을 방지한다. 이 경우에, 붕소는 유리 붕소의 형태로 존재한다. 달리 말하면, 그것은 화합물로서가 아니라 고용체내 원자로서 강재내에 존재한다. 0.0003 중량% 미만의 양으로는, 붕소는 페라이트 생성을 억제하고 종방향 균열을 방지하는 효과를 내지 못한다. 0.0050 중량%를 초과하는 양으로는, 붕소는 $Fe_{23}(CB)_6$ 등의 화합물을 형성하며, 유리붕소의 양이 감소되고, 그래서 붕소는 종방향 균열을 방지하는 효과를 충분히 내지 못한다. 굵은 $Fe_{23}(CB)_6$ 입자는 드로잉하는 동안 때때로 균열을 야기한다. 붕소 함량의 하한은 0.0003 중량%, 바람직하게는 0.0006 중량%이어야 하고, 붕소 함량의 상한은 0.0050 중량%, 바람직하게는 0.0040 중량%이어야 한다.

Ti : 0.030 중량% 이하

티타늄은 질소(불가피하게 존재함)와 결합하여 안정한 TiN을 형성하고, 그것에 의해 붕소가 질소와 결합하는 것을 방지하며 유리 붕소의 존재를 허용한다. 그러나, 과잉량의 티타늄은 TiC 및 라멜라 페라이트의 침전을 야기시키고, 그것에 의해 인발가공성에 역효과를 끼친다. 더욱이, 과잉 티타늄은 굵은 TiN을 발생시킨다. 그러므로, 티타늄의 양은 0.030 중량% 미만, 바람직하게는 0.015 중량% 미만이어야 한다. 티타늄 함량의 하한은 붕소 및 질소의 양에 따라 수학식 1에 의해 결정된다.

N : 0.0050 중량% 이하

본 구체예에서, 질소는 유리 붕소를 확보하기 위해 티타늄에 의해 고정된다. 질소의 함량은 가해진 티타늄의 양이 감소되도록 가능하면 적어야 한다. 그러나, 질소의 양을 지나치게 줄이는 것은 강재의 제조비용을 상승시키게 된다. 그러므로, 질소 함량의 상한은 0.0050 중량%, 바람직하게는 0.0035 중량%, 그리고 좀더 바람직하게는 0.0020 중량% 이어야 한다.

(수학식 1)

$0.03 \leq B/(Ti/3.43 - N) \leq 5.0$

이 수학식 1에서 (Ti/3.43-N) 항은 모든 질소가 티타늄에 의해 고정되는 경우에서의 과잉량의 티타늄을 나타낸다. 이

항의 값이 0.03보다 작다면, 그것은 과잉량의 티타늄이 가해진 붕소의 양에 비해 너무 크다는 것을 의미한다. 그러므로, 과잉 티타늄은 TiC 및 굵은 TiC를 형성하며, 둘다 인발가공성에 역효과를 끼친다. 그 항의 값이 5.0보다 크다면, 그것은 과잉량의 티타늄이 가해진 붕소의 양에 비해 너무 작다는 것을 의미한다. 결과는 유리 붕소의 양이 너무 작고 페라이트의 생성이 바라는 만큼 억제되지 않는다는 것이다. 그러므로, 그 항의 하한값은 0.03, 바람직하게는 0.50이어야 하고, 그 항의 상한값은 5.0, 바람직하게는 4.0, 그리고 좀더 바람직하게는 2.5이어야 한다.

제 2 구체예에 따른 고탄소강선은 상기한 주 성분으로 이루어져 있으며, 나머지는 불가피한 불순물들이다. 특성의 개선을 위해서, 제 1 구체예에서와 같이, 그것은 주 성분의 성능에 해를 주지 않는 양으로 선택적 원소와 조합될 수 있다. 그러한 원소들의 예는 Cr(0.8 중량% 이하), Cu(0.5 중량% 이하), Ni(0.5 중량% 이하), Nb(0.02 중량% 이하), 그리고 V(0.02 중량% 이하)이다. 하나 이상의 이들 원소는 본 발명의 제 1 양태 또는 제 2 양태에서 명기된 기본 성분에 가해질 수 있다. 결과적인 조성물은 다음의 조성물들중 어느 하나일 것이며, 나머지는 철이다.

(1) 기본 성분 + Cr

(2) 기본 성분 또는 조성물 (1)+ Cu

(3) 기본 성분 또는 조성물 (1) 또는 (2) + Ni

(4) 기본 성분 또는 조성물 (1), (2), 또는 (3) + Nb 및 V 둘중 하나 또는 둘 다

Cr : 0.8 중량% 이하

크롬은 펄라이트의 층상 간격을 미세화시키고 와이어 로드의 강도 및 인발가공성을 향상시킨다. 크롬의 효과를 내기 위해서는, 크롬의 양은 0.05 중량% 이상, 바람직하게는 0.1 중량% 이상이어야 한다. 반면에, 과잉량의 크롬은 불용해성 시멘타이트를 생성시키고 변형이 완료되는데 필요한 시간을 연장시키는 경향이 있다. 또한, 그것은 열간 압연 와이어 로드에서 과냉각된 구조(마르텐사이트 및 베이나이트 등)를 발생시키며, 기계적 인발가공성에 역효과를 낸다. 그러므로, 크롬 함량의 상한은 0.8 중량% 이어야 한다.

Cu : 0.5 중량% 이하

구리는 극히 가는 강선의 내부식성을 향상시킨다. 그것은 또한 기계적 드로잉을 할때 스케일 제거능력을 향상시키고 다이에 들러 붙는 것을 방지한다. 구리의 효과를 내기 위해, 구리의 양은 0.05 중량% 보다 커야만 한다. 반면에, 과잉량의 구리는 열간압연 와이어 로드가 약 900℃의 높은 온도에서 유지되더라도 와이어 표면에서 디라미네이션을 야기시킨다. 강재내의 블리스터하에서 마그네타이트가 발생하는데, 그것은 기계적 인발가공성에 역효과를 낸다. 또한 구리는 황과 반응하여 결정입계에서 편석하는 CuS를 형성하며, 와이어 로드를 제조하는 동안에 빌릿 및 와이어 로드에서 균열을 야기한다. 그러한 역효과는 최대 구리함량을 0.5 중량% 까지로 제한함으로써 피해야 한다.

Ni : 0.5 중량% 이하

니켈은 시멘타이트의 연성을 향상시키고 그래서 인발가공성에 기여한다. 구리의 양과 동일한 양 또는 약간 적은 양의 니켈은 구리에 의해 야기되는 열 균열을 효과적으로 방지한다. 반면에, 니켈은 비싸고 강도를 증가시키는데 그리 효과적이지 않다; 그래서, 니켈 함량의 상한은 0.5 중량% 이어야 한다.

Nb 및 V : 각각 0.02 중량% 이하

Nb 및 V는 담금질성을 향상시키며 강도를 증가시키는데 효과적이다. 그러나, 과잉량으로 가해지면, 그것은 탄화물을 과도하게 생성시키며, 탄소를 감소시켜서 층상 시멘타이트를 생성시키고, 강도가 감소되고 제 2 상 페라이트가 지나치게 생성된다. 그러므로, 그것의 각각의 상한은 0.02 중량 %이어야 한다.

그런데, 일본 특허 공개번호 49592/1994는 붕소 뿐만 아니라 크롬이 첨가된 고탄소강선용 강재를 개시한다. 이 기술에 따르면, 붕소는 펄라이트내 시멘타이트의 성장을 증진시키기 위한 크롬 함량에 비례해서 가해진다. 그러므로, 개시된 기술은 전체적으로 붕소 첨가의 목적 및 효과의 본 발명과 다르다.

제 2 구체예에 따른 고탄소강선은 고탄소강선과 동일한 화학 성분을 가지며 최대 직경이 8.0㎛ 이하인 TiN 개재물을 가지는 Ti 첨가 고탄소강재로부터 제조될 수 있다.

이 강재는 통상의 와이어 제조방법에 의해 내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선으로 쉽게 제조될 수 있는데, 왜냐하면 그것이 페라이트 생성을 억제하는 유리 붕소를 함유하며, 그것에 의해 열간압연, 드로잉, 및 패턴팅 후에도 페라이트 함량이 덜 증가하게 되기 때문이다(와이어의 표층부에서 탄소함량이 감소하기 때문에). 더욱이, TiN 개재물의 최대 직경이 8.0㎛로 제한되기 때문에, 드로잉 하는 동안 단선이 덜 발생하고 인발가공성이 우수하다.

상기한 Ti 첨가 고탄소강재는 주조, 5℃/초 이상의 속도에서의 냉각, 및 결과적으로 생성된 빌릿의 열간압연에 의해 제 2 구체예의 고탄소강선과 동일한 화학 성분의 강재로부터 쉽게 제조될 수 있다. 주조로부터 응고까지의 상기한 냉각속도(5℃/초 이상)는 최대 입자직경이 8.0㎛ 이하가 되도록 TiN 개재물의 입자성장을 억제한다. 주조 후의 냉각속도는 바람직하게 8℃/초 이상이어야 하며, 좀더 바람직하게는 10℃/초 이상이어야 한다. 빌릿은 통상의 방법으로 가열되고 압연될 수 있다. 보통, 가열온도는 약 1000 - 1300℃이고, 압연 최종온도는 Ar_3점 이상이고, 냉각온도는 약 100-300℃이다.

제 3 구체예에 따른 고탄소강이 아래에서 설명될 것이다. 그것은 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%, 고용체중 B가 0.0003 중량% 이상), N(0.0050 중량% 이하), 그리고 Fe이며, Ti의 양이 0-0.005 중량%로 제한되고, 주 상이 펄라이트이고 표층으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 한다.

제 3 구체예와 관련된 고탄소강선은 그것이 티타늄을 함유하지 않더라도 주 성분으로서 유리 붕소를 포함하는 것을 특징으로 한다. 종래의 기술에 따르면, 강재는 Ti, Nb, 그리고 Al 등의 질화물-생성 원소를 첨가하지 않으면 실질적으로 유리 붕소를 포함할 수 없다. 이것은 붕소 그 자체가 질화물-생성 원소이며 기술개발이 저탄소강 또는 중탄소강(탄소가 0.5 중량% 미만) 및 저합금강에 초점이 맞추어져 있기 때문이다. 제 3 구체예는 질소의 양이 고탄소강 또는 과공정강에서 엄격히 조절되며 가열온도 및 냉각속도(압연 후)가 엄격히 조절된다면 강재가 유리붕소를 함유할 수 있다는 새로운 발견에 기초를 두고 있다. 그러므로, 제 3 구체예와 관련있는 고탄소강은 드로잉에 해로운 티타늄 개재물이 전혀 없으며, 그래서 그것은 종래의 기술에 의해 얻을 수 없었던 고강도의 가는 와이어로 드로잉될 수 있다. 제 3 구체예에서 제조된 강선에서 유리붕소는 패턴팅하는 동안 변형되지 않은채로 남아있고 페라이트 생성을 억제한다(타이어 코드 등의 고탄소강선에 대한 패턴팅은 보통 짧은 시간, 즉, 1분 안에 종료된다). 그러므로 강재는 우수한 인발가공성을 가지며 박리되지 않는다(비틈 테스트에서). 제 3 구체예에 따른 고탄소강선은 초고강도 강선으로서 산업적으로 유용하다.

제 3 구체예에서의 고탄소강선은 제 2 구체예에서 언급된 것과 동일한 이유때문에 화학 성분(Ti, B, 그리고 N 제외), 주 상, 그리고 표층부에서의 페라이트 양에 있어서 제한된다. 유리붕소(또는 고용체중 붕소) 및 티타늄의 양이 제한되는 이유에 대한 상세한 설명이 아래에 주어진다.

티타늄(불순물로서)은 바람직하게는 없어야 하며, 티타늄 함량의 상한은 0.005 중량%이어야 한다. 이 한계내에서의 티타늄 함량이면, 나중에 언급할 조건하에서 제조된 강재는 충분한 유리 붕소를 포함하며 우수한 인발가공성을 가진다.

페라이트의 생성을 억제하는 유리붕소의 존재를 확보하기 위해서, 적어도 0.0003 중량%의 총량으로 붕소를 가하는 것이 필요하다. 반면에, 0.0050 중량%를 초과하는 양이면, 붕소는 $Fe_{23}(CB)_6$를 형성하며, 그것에 의해 인발가공성을 악화시키게 된다. 그러므로, 붕소함량의 상한은 0.0050 중량%이며, 바람직하게는 0.0040 중량% 이어야 한다. 페라이트 생성을 억제하는 붕소는 가해진 붕소가 아니고 강재내에서 어떠한 화합물도 형성하지 않는 유리붕소이다. 유리붕소가 존재하기 위해서는, BN이 생성되지 않는 것이 필요하다. 따라서, 질소의 양은 0.0050 중량% 이하, 바람직하게는 0.0035 중량% 이하이어야 한다. 더욱이, 나중에 언급할 압연조건을 조절하는 것이 또한 필요하다. 유리붕소는 그것이 페라이트 생성을 억제한다면 적어도 0.0003 중량%의 양으로 존재해야 한다. 유리붕소의 양이 클수록, 좀더 바람직하다. 그러나, 유리붕소 양의 상한은 가할 수 있는 붕소 양의 한계에 의해 자연스럽게 정해진다.

그런데, 제 3 구체예에 따른 고탄소강선은 상기한 기본 성분 및 주 성분(철)으로 이루어져 있으나, 제 2 구체예에 따른 고탄소강선의 경우에서처럼, 원소를 향상시키는 물질로서 하나 이상의 Cr, Cu, Ni, Nb, 그리고 V를 첨가할 수 있다.

제 3 구체예에 따른 고탄소강선은 제 3 구체예에 따른 고탄소강선과 동일한 화학 성분을 가지는 Ti 첨가 고탄소강재로부터 열간압연, 드로잉, 패턴팅, 그리고 선택적인 최종 드로잉에 의해 제조될 수 있다.

이러한 강재는 제 3 구체예에 따른 고탄소강선과 동일한 화학 성분을 가지는 강재로부터 주조, 5℃/초 이상의 속도에서의 냉각(주조로부터 응고까지), 및 결과적으로 생성된 빌릿의 열간압연에 의해 얻을 수 있다(가해진 붕소의 양을 표시하는 화학 성분에서의 붕소의 양은 0.0003-0.0050 중량%임). 빌릿의 열간압연은 900-1300℃에서, 바람직하게는 1200℃ 이하의 온도에서 실시되어야 하며, 열간압연의 최종 온도는 900-1100℃이어야 한다. 압연제품은 850℃로 30초내에 냉각되어야 한다.

주조에 이어서 5℃/초 이상의 속도로 냉각이 이어져야 하며, 그래서 티타늄 개재물은 드로잉하는 동안 와이어 단선을 야기하지 않는 미세입자가 된다.

열간압연 하는동안, 빌릿은 900℃ 이상으로 가열해야 한다. 그렇지 않으면, 빌릿은 과도한 부하때문에 압연할 수 없다. 그러므로, 가열온도의 하한은 900℃이어야 한다. 900℃ 이상으로, 바람직하게는 930℃ 이상으로 가열하는 것은 강재내의 대부분의 붕소가 유리붕소가 존재하는 고용체를 형성하게 한다. 유리붕소의 양은 가열온도에 비례한다. 그러나, 지나치게 고온으로 가열하는 것은 와이어 로드 면적의 감소를 줄이는 굵은 오스테나이트 결정 입자를 생성시킨다. 그러므로, 상한은 1300℃, 바람직하게는 1200℃이어야 한다.

유리붕소의 존재를 위해 가장 중요한 것은 최종온도(압연을 종료하는 온도) 및 열간압연에 이은 냉각이다. 열간압연 및 냉각을 보장하는 모의실험의 결과에 대한 바람직한 조건을 수립하였다. 이 실험을 C(1.0 중량%), Si(0.3 중량%), Mn(0.35 중량%), B(0.0030 중량% 또는 30ppm), 및 N(0.0037 중량%), 그리고 나머지가 Fe인 화학 성분을 갖는 티타늄 무첨가 과공정강에 대해 실시하였다. 실험에서, 강재를 1000℃에서 가열하고 그 후 950℃, 900℃, 850℃, 그리고 800℃로 냉각시켰다(최종온도에 상응). 지정된 온도로 냉각한 후, 시료를 그 온도에서 3초, 10초, 30초, 100초, 그리고 180초 동안 유지시키고 그 후 물로 냉각시켰다. 냉각 후, 강재내의 유리붕소의 양을 다음의 방법으로 결정하였다. 시료를 전해 추출하고 잔여물에서 화합물로 남아있는 붕소의 양을 쿠르쿠민 흡광법으로 결정하였다. 유리붕소의 양을 화합물로서의 붕소량과 가해진 붕소량 사이의 차이로부터 계산하였다. 실험결과를 도 2에 나타내었다. 도면에서 숫자는 유리붕소의 양(ppm)을 나타낸다. 곡선 A는 1100℃로부터 20℃/초의 속도로 냉각시키는 것을 나타낸다. 곡선 B는 1000℃로부터 20℃/초의 속도로 냉각시키는 것을 나타낸다. 곡선 C는 900℃로부터 20℃/초의 속도로 냉각시키는 것을 나타낸다.

유지온도가 850℃ 이하이면 유리붕소의 양이 적어진다는 것이 도 2로부터 관찰된다. 850℃ 이하의 온도에서는 유리붕

소의 양이 유지시간에 비례해서 감소한다는 것이 또한 관찰된다. 온도가 850℃이고 유지시간이 30초이면, 유리붕소의 양은 3ppm(또는 0.0003 중량%)으로 감소된다. 800℃에서는, 유리붕소의 양은 유지시간에 비례해서 덜 감소하게 되고, 30초동안 유지한 후 13 ppm(0.0013 중량%)이 남는다. 도 2는 과공정강에서 유리붕소(또는 BN의 침전)의 감소가 노우즈(nose) 온도 영역을 갖는 곡선 C에 의해 표시됨을 제시한다. 이것은 앞에서의 지식과 일치한다.

상기한 것에 기초하여, 유리붕소를 확보하는 방법을 확립하였다. 이 방법에 따라, 최종압연에 이어 850℃로 30초내에 냉각시킨다. 850℃ 이하의 온도에서, 강재내의 붕소 함유 고용체는, 냉각이 온도 유지없이 통상의 방법으로 실시되는 한, 붕소의 질소와의 화합없이 권취 후에도 그대로 남아있는다.

발명이 아래의 실시예와 관련해서 좀더 상세히 설명될 것이며, 그것은 발명의 범위를 한정하도록 의도되지 않는다.

실시예 1

아래의 표 1에 나타낸 화학 성분의 강재를 진공 유도 용융에 의해 빌릿으로 주조하였다. 빌릿을 표 1에 나타낸 속도로 냉각시키고 그 후 115mm의 사각 로드로 제조하였다. 로드를 직경 5.5mm의 와이어로 열간압연하였다. 와이어를 직경 2.10-1.40mm의 와이어로 좀더 드로잉하였다. 드로잉한 와이어를 유동층에서 패턴팅하기 위해 940℃로 가열하여 오스테나이트로 전환시켰다. 와이어를 540℃에서 미세 펄라이트로 등온 변형시키고, 산세척, 황동 도금, 그리고 최종 습식 드로잉시켰다. 그래서, 직경 0.2mm의 강선을 얻었다.

강선을 도 1에 나타낸 표층부(S)에서의 페라이트량에 대해 그 구조의 SEM 사진으로 검사하였다. 강선을 또한 40mm 길이의 견본으로 비틈 테스트를 함으로써 종방향 균열(디라미네이션)에 대해 검사하였다. 비틈을 30번 또는 견본이 종방향 균열을 일으킬 때까지 반복하였다. 시료를 비틀어서(30 번) 균열이 안 생기면 우수(O)한 것으로 등급을 정하였고, 비틀어서(30번 미만) 균열이 생기면 불량(×)한 것으로 등급을 정하였다. 강선을 인장강도에 대해 테스트하였다. 열간압연 와이어 로드(0.2kg)는 용해된 그것의 모상(parent phase)을 가지며 거기에서 TiN의 최대 입자직경에 대해 나머지를 검사하였다. 인발가공성을 열간압연 와이어 로드(30kg)가 단선없는 와이어(0.2mm의 직경)로 완전히 드로잉되는지 아닌지를 관찰함으로써 평가하였다. 결과를 표 2에 나타내었다. 하나 이상의 균열이 있으면 시료를 불량(×)한 것으로 등급을 정하였다. 균열이 약간 생기는 경우에는, 최종직경에 도달될 때까지 균열이 있는 와이어를 꼬면서 드로잉을 계속하였다. 균열이 많이 생기는 경우에는, 드로잉을 중지하고 비틈 테스트를 실시하지 않았다("테스트 하지 않음"은 표에서 "-"으로 표시하였다).

스틸 번호	화학조성(중량%), 나머지는 실질적으로 Fe임								Q값	CS ℃/초	비고
	C	Si	Mn	Ti	Cr	B	N	그외 성분			
1	0.90	0.20	0.70	--	--	--	0.0030		--	10.00	Comp.
2	0.90	0.20	0.40	--	--	--	0.0030		--	10.00	Comp.
3	0.90	0.20	0.30	--	1.00	--	0.0030		--	10.00	Comp.
4	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
5	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0040		-1.344	10.00	Comp.
6	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0060		-0.648	10.00	Comp.
7	0.90	0.90	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
8	0.90	2.50	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	Comp.
9	0.90	0.20	1.50	0.01	--	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
10	0.90	0.20	2.50	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	Comp.
11	0.90	0.20	0.40	0.02	0.20	0.0020	0.0020		0.5221	10.00	
12	0.90	0.20	0.40	0.04	0.20	0.0020	0.0020		0.2070	10.00	Comp.
13	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020	Cu: 0.1	2.1847	10.00	
14	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020	Ni: 0.1 Cu: 0.1	2.1847	10.00	
15	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020	Nb:0.01	2.1847	10.00	
16	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020	Nb:0.03	2.1847	10.00	Comp.
17	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020	V: 0.01	2.1847	10.00	
18	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020	V: 0.03	2.1847	10.00	Comp.
19	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0010	0.0020		1.0924	10.00	
20	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	--	0.0020		--	10.00	Comp.
21	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0040	0.0020		4.3694	10.00	
22	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0040		-1.844	10.00	Comp.
23	0.97	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
24	1.10	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
25	1.30	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	Comp.
26	0.82	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
27	0.72	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
28	0.62	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
29	0.52	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	Comp.
30	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	80.00	
31	0.90	0.20	0.40	0.01	0.20	0.0020	0.0020		2.1847	0.50	Comp.
32	0.90	0.20	0.40	0.01	--	0.0020	0.0020		2.1847	10.00	
33	0.97	0.20	0.40	0.01	--	0.0020	0.0020	Cu: 0.1	2.1847	10.00	
34	0.97	0.20	0.40	0.01	--	0.0020	0.0020	Cu: 0.8	2.1847	10.00	Comp.
35	0.97	0.20	0.40	0.01	--	0.0020	0.0020	Ni: 0.1 Cu: 0.1	2.1847	10.00	
36	0.97	0.20	0.40	0.01	--	0.0020	0.0020	Ni: 0.3 Cu: 0.7	2.1847	10.00	Comp.

CR : 주조후의 냉각속도 ; Q = B/(Ti/3.43 – N); Comp. : 비교 실시예

시료 번호	스틸 번호	페라이트 양 부피%	TiN입자 (㎛) 최대값	최종 드로잉		강선 TS MPa	단선	종방향 균열	비고
				초기직경 (mm)	진변형				
1	1	0.43	--	1.40	3.89	3950	○	x	Comp.
2	2	0.42	--	1.40	3.89	3970	○	○	Comp.
3	3	0.72	--	1.40	3.89	4210	○	x	Comp.
4	4	0.15	1.91	1.40	3.89	4020	○	○	Comp.
5	5	0.31	2.43	1.40	3.89	3960	○	○	
6	6	0.32	3.90	1.40	3.89	3988	○	x	Comp.
7	7	0.19	1.93	1.40	3.89	4010	○	○	
8	8	0.56	1.90	1.40	3.89	4020	○	x	Comp.
9	9	0.20	1.97	1.40	3.89	4030	○	○	
10	10	0.63	1.94	1.40	3.89	4016	○	x	Comp.
11	11	0.14	2.60	1.40	3.89	4025	○	○	
12	12	0.19	12.80	1.40	3.89	4016	x	○	Comp.
13	13	0.21	2.10	1.40	3.89	4024	○	○	
14	14	0.22	2.80	1.40	3.89	4057	○	○	
15	15	0.29	1.60	1.40	3.89	4120	○	○	
16	16	0.59	1.60	1.40	3.89	4180	○	x	Comp.
17	17	0.28	1.35	1.40	3.89	4160	○	○	
18	18	0.55	1.28	1.40	3.89	4230	○	x	Comp.
19	19	0.22	1.01	1.40	3.89	4075	○	○	
20	20	0.45	1.24	1.40	3.89	4035	○	x	Comp.
21	21	0.19	1.43	1.40	3.89	4078	○	○	
22	22	0.53	8.60	1.40	3.89	4035	x	x	Comp.
23	23	0.21	1.34	1.40	3.89	4120	○	○	
24	24	0.22	1.94	1.40	3.89	4250	○	○	
25	25	0.21	1.70	1.40	2.77	--	x	--	Comp.
26	26	0.19	1.57	1.50	4.03	4012	○	○	
27	27	0.21	1.67	1.70	4.28	4011	○	○	
28	28	0.38	1.80	1.90	4.50	4007	○	○	
29	29	1.50	1.60	2.10	4.70	3820	x	x	Comp.
30	30	0.14	0.48	1.40	3.89	4022	○	○	
31	31	0.16	10.50	1.40	3.89	4015	x	○	Comp.
32	32	0.15	1.91	1.40	3.89	3930	○	○	
33	33	0.22	2.20	1.40	3.89	4086	○	○	
34	34	0.23	2.40	1.40	3.89	4138	○	x	Comp.
35	35	0.21	2.60	1.40	3.89	4098	○	○	
36	36	0.20	2.50	1.40	3.89	4129	○	x	Comp.

Comp. : 비교 실시예

본 발명에서 지정된 조성을 가지며 주조 후에 5℃/초 이상의 속도로 냉각시킨 시료가 0.40% 이하의 페라이트 면적율(표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서)을 가지며, 4000MPa 이상의 강도, 우수한 인발가공성, 그리고 우수한 내종방향 균열성을 갖는 것이 표 2로부터 관찰된다.

실시예 2

아래의 표 3에 나타낸 화학 성분의 강재를 진공 유도 용융에 의해 빌릿으로 주조하였다. 빌릿을 표 3에 나타낸 속도로 냉각시켰다. 빌릿을 1150℃로 가열하고 그 후 최종온도가 1000℃가 되도록 열간압연하였다. 열간압연에 이어서 12초 동안 1000℃로부터 850℃까지 공기로 냉각시켰다(냉각속도 12.5℃/초). 그렇게 해서 직경 5.5mm의 와이어 로드를 얻었다. 이 와이어 로드를 직경 2.0-1.5 mm의 와이어로 드로잉하였다. 이 와이어를 연속하여 유동층에서 패턴팅하고, 산세척, 황동도금, 및 최종 습식 드로잉하였다. 그렇게 해서 표 4에 나타낸 최종 직경을 가진 강선을 얻었다(드로잉 하는동안 단선이 생기는 경우, 강선의 직경은 단선이 발생하기 전에 얻었음). 그런데, 열간압연으로부터 생기는 와이어 로드를 상기한 방법으로 고용체내의 유리붕소의 함량에 대해 검사하였다. 결과를 표 3에 나타내었다.

표 3의 강재번호 27을 세가지 종류의 와이어 로드(각각 직경 5.5mm)로 아래의 조건하에서 열간압연함으로써 제조하였다. 열간압연에 이어서 냉각시키고, 냉각시간을 블라스팅 공기의 양으로 조절 하였다. 각각의 와이어 로드를 고용체내의 유리붕소의 양에 대해 검사하였다. 와이어 로드를 표 4의 시료번호 34 내지 36으로 표시된 강선으로 드로잉하였다.

열간압연 조건 :

시료번호 34

SRT : 1100℃, FDT : 1000℃, T850 : 40초, B : 0.0002%

시료번호 35

SRT : 1030℃, FDT : 1000℃, T850 : 18초, B : 0.0020%

시료번호 36

SRT : 1000℃, FDT : 850℃, T850 : 0초, B : 0.000%

(SRT는 가열온도를 나타내고, FDT는 최종온도를 나타내고, 그리고 T850은 850℃로 냉각시키는데 필요한 시간을 나타낸다)

강선을 상기한 방법에 의해 고용체내의 붕소의 양에 대해서 그리고 또한 구조의 SEM 사진에 의해 도 1에 표시된 표층부(S)에서의 페라이트의 양에 대해 검사하였다. 강선을 또한 40mm 길이의 견본으로 비틈 테스트를 함으로써 종방향 균열(디라미네이션)에 대해 검사하였다. 비틈을 30번 또는 견본이 종방향 균열을 일으킬 때까지 반복하였다. 시료를 비틀어서(30 번) 균열이 안 생기면 우수(O)한 것으로 등급을 정하였고, 비틀어서(30번 미만) 균열이 생기면 불량(×)한 것으로 등급을 정하였다. 강선을 인장강도에 대해 테스트하였다. 인발가공성을 열간압연 와이어 로드(30kg)가 균열없는 와이어(0.2mm의 직경)로 완전히 드로잉 되는지 아닌지를 관찰함으로써 평가하였다. 결과를 표 4에 나타내었다. 하나 이상의 균열이 있으면 시료를 불량(×)한 것으로 등급을 정하였다. 균열이 약간 생기는 경우에는, 최종직경에 도달될 때까지 균열이 있는 와이어를 꼬면서 드로잉을 계속하였다. 균열이 많이 생기는 경우에는, 드로잉을 중지하고 비틈 테스트를 실시하지 않았다("테스트 하지 않았음"은 표에서 "-"으로 표시하였다). 첨언하면, 표시 "-"는 표 3의 유리붕소의 열에서 그리고 표 4의 TS 및 유리붕소의 열에서 "측정되지 않았음"을 나타낸다.

스틸 번호	화학조성(중량%), 나머지는 실질적으로 Fe임								붕소 (중량%)	CR ℃/초	비고
	C	Si	Mn	B	N	Ti	Cr	그외 성분			
1	0.90	0.20	0.70	--	0.0030	--	--		--	5	Comp.
2	0.90	0.20	0.40	--	0.0030	--	0.20		--	5	Comp.
3	0.90	0.20	0.30	--	0.0030	--	1.00		--	5	Comp.
4	0.62	0.20	0.40	0.0023	0.0040	--	--		0.0017	5	Comp.
5	1.21	0.19	0.35	0.0020	0.0030	--	--		0.0015	5	Comp.
6	0.92	0.08	0.40	0.0030	0.0048	--	0.21		0.0022	5	Comp.
7	0.92	2.02	0.40	0.0025	0.0030	--	0.21		0.0020	5	Comp.
8	0.90	0.20	0.18	0.0028	0.0048	--	0.30		0.0020	5	Comp.
9	0.90	0.20	2.02	0.0020	0.0039	--	--		0.0015	5	Comp.
10	0.90	0.20	0.43	0.0001	0.0040	--	0.20		--	5	Comp.
11	0.90	0.20	0.43	0.0052	0.0040	--	0.20		0.0045	5	Comp.
12	0.90	0.20	0.40	0.0020	0.0050	0.006	0.20		0.0010	5	Comp.
13	0.90	0.19	0.35	0.0020	0.0050	0.004	--		0.0010	3	Comp.
14	0.90	0.20	0.40	0.0020	0.0060	--	0.20		0.0009	3	Comp.
15	0.90	0.20	0.40	0.0020	0.0040	--	0.20	Nb:0.03	0.0010	3	Comp.
16	0.90	0.20	0.40	0.0020	0.0040	--	0.20	V: 0.03	0.0011	3	Comp.
17	0.91	0.22	0.41	0.0020	0.0040	--	--	Ni: 0.6	0.0011	3	Comp.
18	0.90	0.20	0.40	0.0025	0.0040	--	--	Cu: 0.6	0.0015	3	Comp.
19	0.65	0.21	0.45	0.0022	0.0045	--	--		0.0015	5	
20	1.20	0.18	0.29	0.0018	0.0045	--	--		0.0007	5	
21	0.92	0.10	0.35	0.0021	0.0040	--	0.19		0.0010	5	
22	0.92	2.00	0.38	0.0023	0.0043	--	0.20		0.0013	5	
23	0.91	0.18	0.20	0.0031	0.0050	--	0.22		0.0025	5	
24	0.91	0.18	2.00	0.0026	0.0040	--	--		0.0016	5	
25	0.90	0.20	0.45	0.0004	0.0045	--	0.21		0.0003	5	
26	0.90	0.20	0.45	0.0050	0.0045	--	0.21		0.0034	5	
27	0.95	0.18	0.38	0.0025	0.0038	0.005	--		0.0014	5	
28	0.89	0.19	0.42	0.0020	0.0050	--	--		0.0010	5	
29	1.10	0.18	0.43	0.0048	0.0035	--	0.21		0.0023	5	
30	0.93	0.25	0.38	0.0025	0.0040	--	--	Ni: 0.5	0.0014	5	
31	0.91	0.18	0.40	0.0039	0.0039	--	--	Nb:0.03	0.0012	5	
32	0.90	0.20	0.38	0.0034	0.0040	--	--	V: 0.03	0.0011	5	
33	0.91	0.23	0.38	0.0030	0.0039	--	--	Cu: 0.5	0.0013	5	

CR: 주조후의 냉각속도(℃/초) ; Comp.: 비교 실시예

시료 번호	스틸 번호	최종 드로잉		TS (MPa)	붕소 (중량%)	페라이트 (부피%)	단선	균열	비고
		직경 (mm)	진변형						
1	1	0.20	34.89	3950	--	0.43	○	x	Comp.
2	2	0.20	3.89	3970	--	0.42	○	○	Comp.
3	3	0.20	3.89	4210	--	0.72	○	x	Comp.
4	4	0.20	4.07	3672	0.0017	12.10	○	○	Comp.
5	5	0.44	2.49	--	0.0015	0.24	x	--	Comp.
6	6	0.20	4.07	3900	0.0022	0.33	○	○	Comp.
7	7	0.20	3.82	--	0.0020	0.22	x	--	Comp.
8	8	0.20	4.07	3922	0.0020	0.34	○	○	Comp.
9	9	0.25	3.62	--	0.0015	0.33	○	x	Comp.
10	10	0.20	4.07	4112	--	0.60	○	x	Comp.
11	11	0.25	3.62	--	0.0045	0.10	x	--	Comp.
12	12	0.25	3.62	--	0.0010	0.15	x	--	Comp.
13	13	0.20	4.07	4112	0.0001	0.72	x	x	Comp.
14	14	0.20	4.07	4241	0.0002	0.49	○	x	Comp.
15	15	0.20	3.89	4159	0.0010	0.25	○	x	Comp.
16	16	0.20	4.06	4101	0.0011	0.34	○	x	Comp.
17	17	0.20	4.07	4131	0.0011	0.29	○	x	Comp.
18	18	0.20	4.07	4112	0.0015	0.35	○	x	Comp.
19	19	0.17	4.51	4078	0.0015	0.13	○	○	
20	20	0.20	3.82	4502	0.0007	0.24	○	○	
21	21	0.18	4.37	4427	0.0010	0.26	○	○	
22	22	0.18	4.37	4627	0.0013	0.30	○	○	
23	23	0.20	4.16	4211	0.0025	0.24	○	○	
24	24	0.20	4.07	4231	0.0016	0.15	○	○	
25	25	0.17	4.35	4373	0.0003	0.20	○	○	
26	26	0.17	4.39	4411	0.0034	0.10	○	○	
27	27	0.20	4.16	4289	0.0014	0.24	○	○	
28	28	0.20	4.16	4173	0.0010	0.24	○	○	
29	29	0.20	4.07	4520	0.0023	0.29	○	○	
30	30	0.19	4.38	4460	0.0014	0.31	○	○	
31	31	0.20	4.03	4146	0.0012	0.27	○	○	
32	32	0.20	4.07	4162	0.0011	0.22	○	○	
33	33	0.20	4.07	4131	0.0031	0.36	○	○	
34	27	0.20	4.07	4520	0.0002	0.56	○	x	Comp.
35	27	0.20	4.07	4520	0.0013	0.27	○	○	
36	27	0.20	4.07	4520	0.0000	0.68	○	x	Comp.

Comp.: 비교 실시에, TS: 강선의 인장강도, 붕소: 강선내 고용체중 유리붕소,
페라이트: 강선의 표 층부에서의 페라이트의 양, 단선: 강선의 단선,
균열: 종방향 균열

비교를 위해 강재로부터 제조된 시료번호 1 내지 18이 인장강도(4000MPa 이하)면에서 가장 불량하고 드로잉 하는동

안 단선이 생기기 쉬운 것이 표 4로부터 관찰된다. 그들중 일부를 최종 직경으로 드로잉했으나, 비틈 테스트에서 종방향 균열이 일어났다. 본 발명에 따른 강재로부터 제조된 시료번호 19 내지 32가 4.0 이상의 진 변형에서도 만족스럽게 드로잉할 수 있고, 디라미네이션 없이 고 인장강도(4000MPa을 초과)를 보이는 것이 또한 관찰된다. 이런 우수한 성질은 강선의 표층부에서 페라이트의 양을 낮게 유지시키는 고용체중 충분한 양의 유리붕소에 기인한다(페라이트는 그것으로부터 시작하는 종방향 균열을 야기한다).

시료번호 34 및 36은 그것이 본 발명에 따른 강재번호 27로부터 제조되었더라도 디라미네이션된다. 시료번호 34에서의 디라미네이션은 충분한 최종 온도에도 불구하고 불충분한 냉각때문에 발생한다(850℃로 냉각하는데 필요한 시간이 발명에서 지정한 시간보다 더 길었음). 시료번호 36에서의 디라미네이션은 불충분한 양의 유리붕소 때문에 발생한다(최종온도는 발명에서 지정된 온도보다 낮았음).

발명의 효과

본 발명의 고탄소강선이 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하가 되도록 제조된다. 이것은 종방향 균열을 일으키는 페라이트의 양이 충분히 낮게 유지됨을 암시한다. 그래서, 강선은 고강도를 가지며 또한 내종방향 균열성이 우수하다. 본 발명에 따른 강재는 면적을 줄이고 통상의 방법으로 페턴팅함으로써 고강도 및 우수한 내종방향 균열성을 갖는 고탄소강선으로 쉽게 제조될 수 있다. 본 발명의 방법은 상기한 강선용 강재의 제조를 용이하게한다.

(57) 청구의 범위

청구항 1.

내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선에 있어서, 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), 그리고 Fe이며, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선.

청구항 2.

내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선에 있어서, 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%), Ti(0.030 중량% 이하), N(0.0050 중량% 이하), 그리고 Fe이며, B, Ti, 및 N의 양이 수학식 1을 만족시키고,

(수학식 1)

$0.03 \leq B/(Ti/3.43-N) \leq 5.0$

주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선.

청구항 3.

제 2 항에서 정의된 것과 동일한 화학 성분을 갖고 TiN 개재물의 최대 입자 직경이 8.0㎛ 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선용 강재.

청구항 4.

고탄소강선용 강재의 제조방법으로서, 상기 방법이 제 2 항에서 정의된 것과 동일한 화학 성분을 가지는 강재를 주조하고, 주조개시로부터 응고종료까지의 기간에 5℃/초 이상의 속도로 주물을 냉각하고, 그 결과 생성된 빌릿을 열간압연하는 것을 포함하는 것을 특징으로 하는 고탄소강선용 강재의 제조방법.

청구항 5.

주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%, 고용체중 B는 0.0003 중량% 이상을 차지함), N(0.0050 중량% 이하), 그리고 Fe이며, Ti의 함량이 0.005 중량% 이하로 제한되고, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선.

청구항 6.

내종방향 균열성이 우수한 고탄소강선용 강재로서, 상기 강재가 제 5 항에서 정의된 것과 동일한 화학 성분을 갖는 것을 특징으로 하는 고탄소강선용 강재.

청구항 7.

고탄소강선용 와이어 로드의 제조방법으로서, 상기 방법이 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%), N(0.0050 중량% 이하) 그리고 Fe이며, Ti의 함량이 0.005 중량% 이하로 제한된 강재를 주조하고, 주조개시로부터 응고종료까지의 기간에 5℃/초 이상의 속도로 주물을 냉각하여 빌릿을 생성하고, 그 결과 생성된 빌릿을 가열하고, 최종온도가 900-1100℃가 되도록 그것을 열간압연하고, 열간압연 제품을 850℃로 30초내에 냉각하는 것을 포함하는 것을 특징으로 하는 고탄소강선용 와이어 로드의 제조방법.

청구항 8.

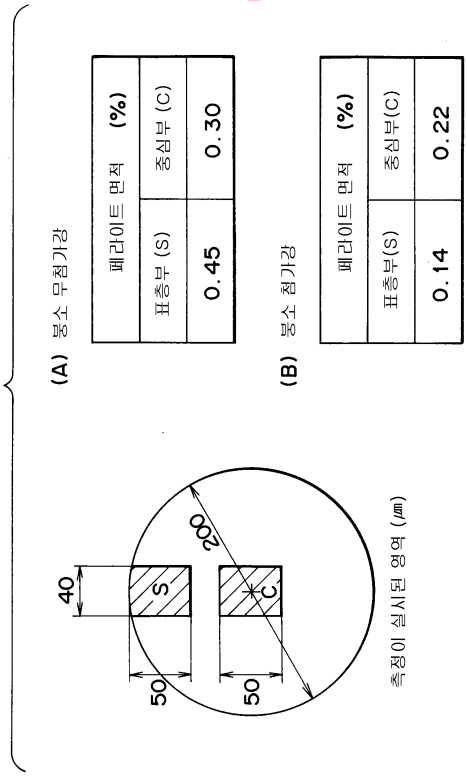
주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%, 고용체중 B는 0.0003 중량% 이상을 차지함), N(0.0050 중량% 이하), 그리고 Fe이며, 주 상이 펄라이트이고, 표면으로부터 50㎛ 깊이까지의 표층부에서 페라이트 면적율이 0.40% 이하인 것을 특징으로 하는 고탄소강선.

청구항 9.

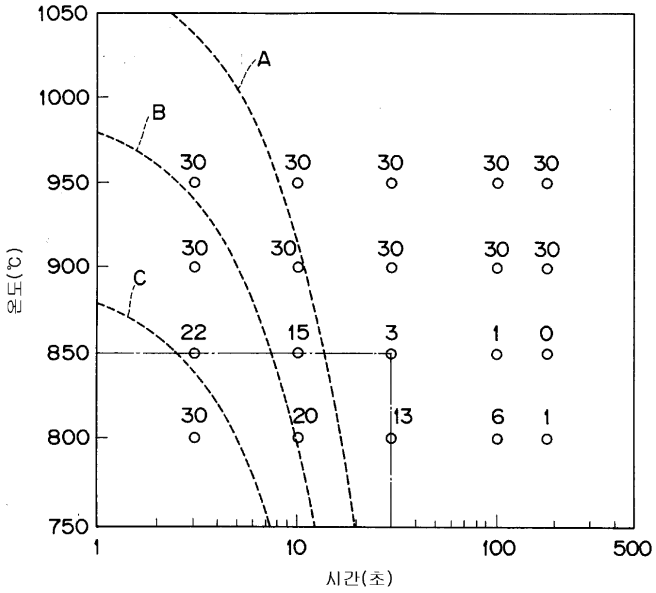
고탄소강선용 와이어 로드의 제조방법으로서, 상기 방법이 주 성분이 C(0.65-1.2 중량%), Si(0.1-2.0 중량%), Mn(0.2-2.0 중량%), B(0.0003-0.0050 중량%), N(0.0050 중량% 이하) 그리고 Fe인 강재를 주조하고, 주조개시로부터 응고종료까지의 기간에 5℃/초 이상의 속도로 주물을 냉각하여 빌릿을 생성하고, 그 결과 생성된 빌릿을 가열하고, 최종온도가 900-1100℃가 되도록 그것을 열간압연하고, 열간압연 제품을 850℃로 30초내에 냉각하는 것을 포함하는 것을 특징으로 하는 고탄소강선용 와이어 로드의 제조방법.

도면

도면 1


(A) 붕소 무첨가강
페라이트 면적 (%)
표층부 (S)
중심부 (C)
0.45
0.30
(B) 붕소 첨가강
페라이트 면적 (%)
표층부(S)
중심부(C)
0.14
0.22
40
S
C
200
50
50
측정이 실시된 영역 (㎛)

도면 2


1050
1000
950
900
850
800
750
온도(℃)
A
B
C
30 30 30 30 30
30 30 30 30 30
22 15 3 1 0
30 20 13 6 1
1
10
100
500
시간(초)