



(19)대한민국특허청(KR)  
(12) 등록특허공보(B1)

(51) 。 Int. Cl. C21D 8/02 (2006.01)		(45) 공고일자	2006년11월28일
		(11) 등록번호	10-0650301
		(24) 등록일자	2006년11월21일
(21) 출원번호	10-2001-7007759	(65) 공개번호	10-2001-0081084
(22) 출원일자	2001년06월19일	(43) 공개일자	2001년08월25일
심사청구일자	2004년12월16일		
번역문 제출일자	2001년06월19일		
(86) 국제출원번호	PCT/US1999/029804	(87) 국제공개번호	WO 2000/37689
국제출원일자	1999년12월16일	국제공개일자	2000년06월29일
(81) 지정국	<p>국내특허 : 아랍에미리트, 알바니아, 아르메니아, 오스트리아, 오스트레일리아, 아제르바이잔, 보스니아 헤르체고비나, 바베이도스, 불가리아, 브라질, 벨라루스, 캐나다, 스위스, 중국, 코스타리카, 쿠바, 체코, 독일, 덴마크, 도미니카, 에스토니아, 스페인, 핀란드, 영국, 그라나다, 그루지야, 가나, 감비아, 크로아티아, 헝가리, 인도네시아, 이스라엘, 인도, 아이슬란드, 일본, 케냐, 키르기스스탄, 북한, 대한민국, 카자흐스탄, 세인트루시아, 스리랑카, 리베이라, 레소토, 리투아니아, 룩셈부르크, 라트비아, 몰도바, 마다가스카르, 마케도니아공화국, 몽고, 말라위, 멕시코, 노르웨이, 뉴질랜드, 폴란드, 포르투갈, 루마니아, 러시아, 수단, 스웨덴, 싱가포르, 슬로베니아, 슬로바키아, 시에라리온, 타지키스탄, 투르크멘, 터키, 트리니다드토바고, 우크라이나, 우간다, 우즈베키스탄, 베트남, 세르비아 앤 몬테네그로, 남아프리카, 짐바브웨,</p> <p>AP ARIPO특허 : 가나, 감비아, 케냐, 레소토, 말라위, 수단, 시에라리온, 스와질랜드, 탄자니아, 우간다, 짐바브웨,</p> <p>EA 유라시아특허 : 아르메니아, 아제르바이잔, 벨라루스, 키르기스스탄, 카자흐스탄, 몰도바, 러시아, 타지키스탄, 투르크멘,</p> <p>EP 유럽특허 : 오스트리아, 벨기에, 스위스, 사이프러스, 독일, 덴마크, 스페인, 핀란드, 프랑스, 영국, 그리스, 아일랜드, 이탈리아, 룩셈부르크, 모나코, 네덜란드, 포르투갈, 스웨덴,</p> <p>OA OAPI특허 : 부르키나파소, 베닌, 중앙아프리카, 콩고, 코트디부아르, 카메룬, 가봉, 기니, 기니 비사우, 말리, 모리타니, 니제르, 세네갈, 차드, 토고,</p>		
(30) 우선권주장	09/215,772	1998년12월19일	미국(US)
(73) 특허권자	<p>엑손모빌 업스트림 리서치 캄파니</p> <p>미국 텍사스주 77252-2189 휴스턴 피.오.박스 2189 코프-유크-에스더블유 348</p>		
(72) 발명자	<p>구자영</p> <p>미국뉴저지주08807브릿지워터스타뷰웨이828</p> <p>방가루나라심하-라오브이.</p> <p>미국뉴저지주08801애난테일리비어코트5</p> <p>아이어라가반</p> <p>미국뉴저지주08809클린톤노쓰슬로프3</p>		

보근글렌에이.  
미국텍사스주77005휴스턴라이스블러버드4211

(74) 대리인  
이병호  
김영관  
홍동오

심사관 : 이학왕

전체 청구항 수 : 총 25 항

## (54) 극저온 인성이 탁월한 초고강도 삼중상 강 및 이의 제조방법

### (57) 요약

본 발명에 따라, 용접시 기재 판과 열 영향부(HAZ)에서 극저온 인성이 탁월하고, 인장 강도가 약 830MPa(120ksi)를 초과하고, 페라이트상, 주로 라스 마르텐사이트와 저급 베이나이트로 이루어진 제2상 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 상을 포함하는 미세구조물을 갖는 용접성 저합금 초고강도 삼중상 강은, 철과, 탄소, 망간, 니켈, 질소, 구리, 크롬, 몰리브덴, 규소, 니오븀, 바나듐, 티탄, 알루미늄 및 붕소 첨가물의 일부 또는 전부를 특정 중량%로 포함하는 강 슬랩(steel slab)을 가열하고, 당해 슬랩을 오스테나이트가 재결정화되는 온도 범위에서 1회 이상의 통과로 압하시켜 판을 형성하고, 당해 판을 오스테나이트 재결정화 온도보다는 낮고  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 온도 범위에서 1회 이상의 통과로 추가로 압하시키고, 당해 판을  $Ar_3$  변형 온도 내지  $Ar_1$  변형 온도 사이에서 최종 압연시키고, 최종 압연된 판을 적합한 급냉 중지 온도(QST)로 급냉시키고, 급냉을 중지시킴으로써 제조한다.

### 대표도

도 1

### 특허청구의 범위

#### 청구항 1.

(i) C 0.03 내지 0.12중량%, Ni 1.0 내지 9.0중량%, Nb 0.02 내지 0.1중량%, Ti 0.008 내지 0.03중량%, Al 0.001 내지 0.05중량% 및 N 0.002 내지 0.005중량%로 이루어진 합금 원소와 철로 구성된 강 슬랩(steel slab)을 균일화하고, (ii) 강 슬랩 중의 니오븀 및 바나듐의 카바이드와 카보니트라이드를 모두 용해시키고, (iii) 초기 오스테나이트 미세 과립이 강 슬랩에 존재하도록 955℃ 내지 1100℃(1750°F 내지 2012°F)의 재가열 온도로 강 슬랩을 가열하는 단계(a),

당해 강 슬랩을 오스테나이트가 재결정화하는 제1 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 압하시켜 강판을 형성하는 단계(b),

당해 강판을  $T_{nr}$  온도보다는 낮고  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 제2 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(c),

당해 강판을  $Ar_3$  변형 온도 내지  $Ar_1$  변형 온도의 제3 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(d),

당해 강판을 10℃/초(18°F/초) 이상의 냉각 속도로 600℃(1110°F) 미만의 급냉 중지 온도(QST)로 급냉시키는 단계(e) 및

당해 강판의 미세구조물을 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트(lath martensite), 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)를 포함하는, 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하를 포함하는 미세구조물을 갖는 삼중상 강판의 제조방법.

## 청구항 2.

제1항에 있어서, 단계(f)가,

강판의 미세구조물을 변형 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)로 대체되는 방법.

## 청구항 3.

제1항에 있어서, 단계(f)가,

강판의 미세구조물을 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립상 베이나이트(FGB)로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)로 대체되는 방법.

## 청구항 4.

제1항에 있어서, 단계(f)가,

강판의 미세구조물을 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)로 대체되는 방법.

## 청구항 5.

제1항에 있어서, 단계(f)가,

강판의 미세구조물을 변형 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립상 베이나이트(FGB)로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)로 대체되는 방법.

## 청구항 6.

제1항에 있어서, 단계(f)가,

강판의 미세구조물을 변형 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)로 대체되는 방법.

**청구항 7.**

삭제

**청구항 8.**

제1항에 있어서, 단계(a)에서 초기 오스테나이트 미세 과립의 크기가  $120\mu\text{m}$  미만인 방법.

**청구항 9.**

제1항에 있어서, 단계(b)에서 강 슬랩의 두께 압하율이 30 내지 70%인 방법.

**청구항 10.**

제1항에 있어서, 단계(c)에서 강판의 두께 압하율이 40 내지 80%인 방법.

**청구항 11.**

제1항에 있어서, 단계(d)에서 강판의 두께 압하율이 15 내지 50%인 방법.

**청구항 12.**

제1항에 있어서, 단계(f)에서 급냉을 중지한 후에 강판을 주위 온도로 공기 냉각시키는 단계를 추가로 포함하는 방법.

**청구항 13.**

삭제

**청구항 14.**

제1항에 있어서, 강 슬랩이 Ni를 6중량% 미만 포함하는 방법.

**청구항 15.**

제1항에 있어서, 강 슬랩이 Ni를 3중량% 미만 포함하고, 추가로, Mn을 0.5 내지 2.5중량% 포함하는 방법.

**청구항 16.**

제1항에 있어서, 강 슬랩이, Cr(i) 1.0중량% 이하, Mo(ii) 0.8중량% 이하, Si(iii) 0.5중량% 이하, V(iv) 0.02 내지 0.10중량%, Cu(v) 0.1 내지 1.0중량%, Mn(vi) 2.5중량% 이하 및 B(vii) 0.0004 내지 0.0020중량%로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나 이상의 첨가물을 추가로 포함하는 방법.

**청구항 17.**

제1항에 있어서, 강 슬랩이, 추가로, B를 0.0004 내지 0.0020중량% 포함하는 방법.

### 청구항 18.

제1항에 있어서, 단계(f) 후에, 강판의 연성 내지 취성 전이 온도(DBTT)가 기재 판과 이의 열 영향부(HAZ)에서  $-62^{\circ}\text{C}$ ( $-80^{\circ}\text{F}$ ) 미만이고 인장 강도가 830MPa(120ksi)보다 높은 방법.

### 청구항 19.

페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하를 포함하는 미세구조물을 갖고, 인장 강도가 830MPa(120ksi)보다 높고 DBTT가 기재 판과 이의 HAZ 둘 다에서  $-62^{\circ}\text{C}$ ( $-80^{\circ}\text{F}$ ) 미만이며,

C 0.03 내지 0.12중량%,

Ni 1.0 내지 9.0중량%,

Nb 0.02 내지 0.1중량%,

Ti 0.008 내지 0.03중량%,

Al 0.001 내지 0.05중량% 및

N 0.002 내지 0.005중량%로 이루어진 합금 원소와 철을 포함하는 재가열된 강 슬랩으로부터 제조되는 삼중상 강판.

### 청구항 20.

제19항에 있어서, 강 슬랩이 Ni를 6중량% 미만 포함하는 강판.

### 청구항 21.

제19항에 있어서, 강 슬랩이 Ni를 3중량% 미만 포함하고 추가로 Mn을 0.5 내지 2.5중량% 포함하는 강판.

### 청구항 22.

제19항에 있어서, Cr(i) 1.0중량% 이하, Mo(ii) 0.8중량% 이하, Si(iii) 0.5중량% 이하, V(iv) 0.02 내지 0.10중량%, Cu(v) 0.1 내지 1.0중량%, Mn(vi) 2.5중량% 이하 및 B(vii) 0.004 내지 0.0020중량%로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나 이상의 첨가물을 추가로 포함하는 강판.

### 청구항 23.

제19항에 있어서, B를 0.0004 내지 0.0020중량% 추가로 포함하는 강판.

## 청구항 24.

제19항에 있어서, 페라이트로 이루어진 제1상과 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 사이에 넓은 각도의 계면을 제공하는 열기계 제어 압연 공정으로 균열 경로 비틀림을 최대화하도록 미세구조물이 최적화된 강판.

## 청구항 25.

페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하를 포함하는 미세구조물을 제조하기 위한, C 0.03 내지 0.12중량%, Ni 1.0 내지 9.0중량%, Nb 0.02 내지 0.1중량%, Ti 0.008 내지 0.03중량%, Al 0.001 내지 0.05중량% 및 N 0.002 내지 0.005중량%로 이루어진 합금 원소와 철로 구성된 강판 가공 단계를 포함하며, 페라이트로 이루어진 제1상과 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 사이에 넓은 각도의 계면을 제공하는 열기계 제어 압연 공정으로 균열 경로 비틀림을 최대화하도록 미세구조물이 최적화된, 삼중상 강판의 내균열전파성을 향상시키는 방법.

## 청구항 26.

제25항에 있어서, Ni를 1.0 내지 9.0중량% 첨가하고 체심 입방체(BCC) 안정화 원소의 첨가를 최소화함으로써 강판의 내균열전파성을 추가로 향상시키고 용접시 강판의 HAZ의 내균열전파성을 향상시키는 방법.

## 청구항 27.

삭제

## 청구항 28.

초고강도 삼중상 강판을 가공하는 동안 오스테나이트 과립 두께에 대한 오스테나이트 과립 길이의 평균 비를 조절하여 삼중상 강판의 가로 방향 인성과 가로 방향 연성 내지 취성 전이온도(DBTT)를 증가시키는 방법에 있어서,

(i) C 0.03 내지 0.12중량%, Ni 1.0 내지 9.0중량%, Nb 0.02 내지 0.1중량%, Ti 0.008 내지 0.03중량%, Al 0.001 내지 0.05중량% 및 N 0.002 내지 0.005중량%로 이루어진 합금 원소와 철로 구성된 강 슬랩을 균일화하고, (ii) 강 슬랩 중의 니오븀 및 바나듐의 카바이드와 카보니트라이드를 모두 용해시키고, (iii) 초기 오스테나이트 미세 과립이 강 슬랩에 존재하도록 955℃ 내지 1100℃(1750°F 내지 2012°F)의 재가열 온도로 강 슬랩을 가열하는 단계(a),

당해 강 슬랩을 오스테나이트가 재결정화하는 제1 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 압하시켜 강판을 형성하는 단계(b),

당해 강판을  $T_{nr}$  온도보다는 낮고  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 제2 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(c),

당해 강판을  $Ar_3$  변형 온도 내지  $Ar_1$  변형 온도 사이의 제3 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하시켜 당해 강판에서 오스테나이트 과립 두께에 대한 오스테나이트 과립 길이의 평균 비가 100 미만으로 되도록 하는 단계(d),

당해 강판을 10℃/초(18 °F/초) 이상의 냉각 속도로 600℃(1110°F) 미만의 급냉 중지 온도로 급냉시키는 단계(e) 및

당해 강판에, 페라이트로 이루어진 제1상 40용적% 이하, 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물(여기서, 세립화 라스 마르텐사이트 및 세립화 저급 베이나이트는 각각 유효 과립 크기가 10 $\mu$ m 미만인 오스테나이트로부터 형성된다)로 이루어진 제2상 50 내지 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 10용적% 이하로 이루어진 미세구조물을 제공하도록 급냉을 중지하는 단계(f)를 포함하는 방법.

## 명세서

## 발명의 상세한 설명

본 발명은 세립화된 삼중상 미세복합 구조물을 제조함으로써 위에서 기재한 시도를 충족시키는 신규한 HSLA 강의 개발에 관한 것이다. 이러한 삼중상 미세복합 구조물은 페라이트로 이루어진 제1상 약 40용적% 이하, 주로 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, 세립상 베이나이트(FGB) 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 약 50 내지 약 90용적% 및 잔류 오스테나이트(RA) 제3상 약 10용적% 이하를 포함한다. 당해 RA는 세립화 라스 마르텐사이트/세립화 저급 베이나이트 경계 영역에서의 RA와 FGB(본원에서 정의한 바와 같음) 내에서 발생하는 RA의 필름 층을 포함한다. 본 발명의 일부 양태에서, 페라이트 상은 주로 변형 페라이트와 균형잡힌 다각형 페라이트(PF)를 포함한다. 본 발명의 일부 양태에서, 제2상은 주로 FGB를 포함한다. 본 발명의 일부 양태에서, 제2상은 주로 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트 또는 이들의 혼합물을 포함한다. 당해 구조물을 포함하는 다른 구성분은, 당해 기술분야의 숙련가들에게는 친숙한 침상 페라이트(AF), 고급 베이나이트(UB), 변질된 고급 베이나이트(DUB) 등을 포함할 수 있다.

본 발명은 DBTT를 저하시킬 뿐만 아니라 고강도에서 인성을 향상시키기 위해 고유 인성 및 미세구조적 인성을 둘 다 제공하는, 강 화학과 가공처리의 신규한 조합을 기본으로 한다. 고유 인성은 본 명세서에 상세하게 기재되어 있는 바와 같이 강 내의 중요한 합금 원소들의 적합한 균형에 의해 달성된다. 미세구조적 인성은 매우 미세한 유효 과립 크기를 제공할 뿐만 아니라 강화 상과 인성화 상을 매우 미세하게 분산시키면서 연질상 변형 페라이트에서 유효 과립 크기("평균 슬립 거리")를 동시에 감소시키는 것에서 유래한다. 강화 상 및 인성화 상 분산을 최적화하여 균열 경로에서의 비틀림을 사실상 최대화함으로써 미세복합 강에서의 내균열전파성을 향상시킨다.

본 발명에서 미세한 유효 과립 크기는 두 가지 방식으로 달성된다. 첫 번째로, 아래에 기재되어 있는 바와 같은 TMCP를 사용하여 미세한 오스테나이트 팬 케이크형 구조 또는 두께를 확립시킨다. 두 번째로, 다음에 기재되어 있는 바와 같이 팩킷(packet)에서 발생하는 세립화 라스 마르텐사이트 및/또는 세립화 저급 베이나이트의 형성 및/또는 FGB의 형성을 통해 오스테나이트 팬 케이크형 구조물을 추가로 정련한다. 이러한 통합 접근법은 특히 두께 관통 방향에서 매우 미세한 유효 과립 크기에 대해 제공된다. 본 발명의 기재시 사용되는 바와 같이, "유효 과립 크기"는 본 발명에 따르는 TMCP에서의 압연 완료시의 평균 오스테나이트 팬 케이크형 구조물의 두께 및 오스테나이트 팬 케이크형 구조물에서 세립화 라스 마르텐사이트 및/또는 세립화 저급 베이나이트 또는 FGB의 팩킷으로의 변형 완료시의 평균 팩킷 폭 또는 평균 과립 크기를 각각 의미한다.

위에서 기재한 바에 따라, (i) 강 슬랩을 실질적으로 균일화하고, (ii) 강 슬랩 중의 니오븀 및 바나듐의 카바이드와 카보니트라이드를 실질적으로 모두 용해시키고, (iii) 초기 오스테나이트 미세 과립이 강 슬랩에 존재하기에 충분히 높은 재가열 온도로 강 슬랩을 가열하는 단계(a), 당해 강 슬랩을 오스테나이트가 재결정화하는 제1 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 압하시켜 강판을 형성하는 단계(b), 당해 강판을 대략  $T_{nr}$  온도보다는 낮고 대략  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 제2 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(c), 당해 강판을 대략  $Ar_1$  변형 온도 내지 대략  $Ar_3$  변형 온도의 제3 온도 범위(즉, 상호임계 온도 범위)에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(d), 당해 강판을 약 10°C/초(18°F/초) 이상의 냉각 속도로 바람직하게는 약 600°C(1110°F) 미만의 급냉 중지 온도(QST)로 급냉시키는 단계(e) 및 급냉 중지 단계(f)를 포함하는, 페라이트, 바람직하게는 주로 변형 페라이트로 이루어진 제1상 약 40용적% 이하, 주로 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, FGB 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 약 50 내지 약 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 약 10용적% 이하를 포함하는 미세복합 구조물을 갖는 초강도 삼중상 강판의 제조방법이 제공된다. 본 발명의 다른 양태에서, QST는 바람직하게는 대략  $M_s$  변형 온도+ 100°C(180°F) 미만이고, 보다 바람직하게는 약 350°C(662°F) 미만이다. 본 발명의 또 다른 양태에서, QST는 바람직하게는 주위 온도이다. 본 발명의 한 가지 양태에서, 강판은 단계(f) 이후에 주위 온도로 공기 냉각된다. 본 발명의 기재시 사용되는 바와 같이, 급냉은 강을 주위 온도로 공기 냉각시키는 것과는 반대로, 강의 냉각 속도를 증가시키려는 경향에 있어 선택된 유체를 사용함으로써 임의의 수단으로 가속화된 냉각을 의미한다. 본 발명의 가공처리는 강판의 미세구조물에서 페라이트로 이루어진 제1상 약 40용적% 이하, 주로 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이나이트, FGB 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 약 50 내지 약 90용적% 및 잔류 오스테나이트로 이루어진 제3상 약 10용적% 이하를 포함하는 미세복합 구조물로써의 변형을 촉진시킨다. 미세구조물을 포함하는 기타 구성분/상은 침상 페라이트(AF), 고급 베이나이트(UB), 변질된 고급 베이나이트(DUB) 등을 포함할 수 있다. 본 발명의 일부 양태에서는, 강판은 급냉이 중지된 후에 주위 온도로 공기 냉각시킨다( $T_{nr}$  온도,  $Ar_3$  변형 온도 및  $Ar_1$  변형 온도에 대한 정의는 용어 설명 참조).

주위 온도 및 극저온 온도 인성화를 확실히 하기 위해, 본 발명의 강에서의 제2상의 미세구조물은 주로 세립화 저급 베이 나이트, 세립화 라스 마르텐사이트, FGB 또는 이들의 혼합물을 포함한다. 제2상 중의 고급 베이 나이트, 쌍정 마르텐사이트 및 마르텐사이트-오스테나이트(MA) 등의 취화 구성분의 형성을 사실상 최소화시키는 것이 바람직하다. 본 발명의 기재시 그리고 청구의 범위에서 사용되는 바와 같이, "주로"는 약 50용적% 이상을 의미한다. 제2상 미세구조물의 나머지는 AF, UB, DUB 등을 포함할 수 있다. 본 발명의 한 가지 양태에서, 제2상의 미세구조물은 세립화 저급 베이 나이트, 세립화 라스 마르텐사이트 또는 이들의 혼합물을 약 60 내지 약 80용적%, 보다 더 바람직하게는 약 90용적% 이상 포함한다. 이러한 양태는 특히 약 930MPa(135psia)보다 큰 강도에 적합하다. 또 다른 양태에서, 제2상의 미세구조물은 주로 FGB를 포함한다. 이러한 경우, 제2상의 나머지는 세립화 저급 베이 나이트, 세립화 라스 마르텐사이트, AF, UB, DUB 등을 포함할 수 있다. 이러한 양태는 특히 저장도 강, 즉 약 830MPa(120psia) 초과 약 930MPa(135psia) 미만의 강도의 강에 적합하다.

본 발명의 한 가지 양태는 실질적으로 100용적%(본질적으로)인 페라이트로 이루어진 제1상 약 10 내지 약 40용적%와 주로 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이 나이트 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 약 60 내지 약 90용적%를 포함하는 미세구조물을 갖는 이중상 강판의 제조방법에 있어서, (i) 강 슬랩을 실질적으로 균일화하고, (ii) 강 슬랩 중의 니오븀 및 바나듐의 카바이드와 카보니트라이드를 실질적으로 모두 용해시키고, (iii) 초기 오스테나이트 미세 과립이 강 슬랩에 존재하기에 충분히 높은 재가열 온도로 강 슬랩을 가열하는 단계(a), 당해 강 슬랩을 오스테나이트가 재결정화하는 제1 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 압하시켜 강판을 형성하는 단계(b), 당해 강판을 대략  $T_{nr}$  온도보다는 낮고 대략  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 제2 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(c), 당해 강판을 대략  $Ar_3$  변형 온도 내지 대략  $Ar_1$  변형 온도 사이의 제3 온도 범위에서 1회 이상의 열간 압연 통과로 추가로 압하하는 단계(d), 당해 강판을 약 10 내지 약 40°C/초(18 내지 72°F/초)의 냉각 속도로 약  $M_s$  변형 온도+ 200°C(360°F) 미만의 급냉 중지 온도로 급냉시키는 단계(e) 및 당해 강판의 미세구조물을 페라이트로 이루어진 제1상 약 10 내지 약 40용적%와 주로 세립화 라스 마르텐사이트, 세립화 저급 베이 나이트 또는 이들의 혼합물로 이루어진 제2상 약 60 내지 약 90용적%로 이루어지도록 변형시키는 것을 촉진하기 위해 수행하는 급냉 중지 단계(f)를 포함하는 방법을 포함한다. 본 발명의 다른 양태에서, QST는 바람직하게는 약  $M_s$  변형 온도+ 100°C(180°F) 미만이고, 보다 바람직하게는 약 350°C(662°F) 미만이다. 본원과 청구의 범위에서 사용되는 바와 같이, "삼중상"은 세 개 이상의 상을 의미하고, "이중상"은 두 개 이상의 상을 의미한다. 용어 "삼중상" 또는 "이중상" 중의 어느 것도 본 발명을 제한하고자 함이 아니다.

본 발명에 따라 가공된 강 슬랩은 통상적인 방식으로 제조되며, 본 발명의 한 가지 양태에서, 철과 아래의 합금 원소를 바람직하게는 다음 표 1에 지시된 중량 범위로 포함한다:

[표 1]

합금 원소	범위(중량%)
탄소(C)	0.03 내지 0.12, 보다 바람직하게는 0.03 내지 0.07
망간(Mn)	약 2.5 이하, 보다 바람직하게는 1.0 내지 2.0
니켈(Ni)	1.0 내지 3.0, 보다 바람직하게는 1.5 내지 3.0
니오븀(Nb)	0.02 내지 0.1, 보다 바람직하게는 0.02 내지 0.05
티탄(Ti)	0.008 내지 0.03, 보다 바람직하게는 0.01 내지 0.02
알루미늄(Al)	0.001 내지 0.05, 보다 바람직하게는 0.005 내지 0.03
질소(N)	0.002 내지 0.005, 보다 바람직하게는 0.002 내지 0.003

크롬(Cr)은 종종 바람직하게는 약 1.0중량% 이하, 보다 바람직하게는 약 0.2 내지 약 0.6중량%로 강에 첨가한다.

몰리브덴(Mo)은 종종 바람직하게는 약 0.8중량% 이하, 보다 바람직하게는 약 0.1 내지 약 0.3중량%로 강에 첨가한다.

규소(Si)는 종종 바람직하게는 약 0.5중량% 이하, 보다 바람직하게는 약 0.01 내지 약 0.5중량%, 보다 더 바람직하게는 약 0.05 내지 약 0.1중량%로 강에 첨가한다.



구리(Cu)는 종종 바람직하게는 약 0.1 내지 약 1.0중량%, 보다 바람직하게는 약 0.2 내지 약 0.4중량% 범위로 강에 첨가한다.

붕소(B)는 종종 바람직하게는 약 0.0020중량% 이하, 보다 바람직하게는 약 0.0006 내지 약 0.0015중량%로 강에 첨가한다.

강은 바람직하게는 니켈을 약 1중량% 이상 함유한다. 경우에 따라, 용접 후의 성능을 향상시키기 위해, 강의 니켈 함량을 약 3중량% 이상으로 증가시킬 수 있다. 니켈을 1중량%씩 첨가할 때마다 강의 DBTT가 약 10℃(18°F)만큼 감소되는 것으로 예기된다. 니켈 함량은 바람직하게는 9중량% 미만, 보다 바람직하게는 약 6중량% 미만이다. 니켈 함량을 바람직하게는 최소화하여 강의 비용을 최소화한다. 니켈 함량을 약 3중량% 이상 증가시키는 경우, 망간 함량은 0.0 내지 약 0.5중량% 미만으로 감소될 수 있다.

추가로, 바람직하게는 강 내의 잔사를 실질적으로 최소화한다. 인(P) 함량은 바람직하게는 약 0.01중량% 미만이다. 황(S) 함량은 바람직하게는 약 0.004중량% 미만이다. 산소(O) 함량은 바람직하게는 약 0.002중량% 미만이다.

강 슬랩의 가공

#### (1) DBTT의 저하

기재 판의 가로 방향 및 HAZ에서 낮은 DBTT, 예를 들어, 약 -62℃(-80°F) 미만의 DBTT를 달성하는 것은 극저온 용품 용으로 신규한 HSLA 강을 개발하는 데 있어서 중요한 시도이다. 이러한 기술적 시도는 현재의 HSLA 기술에서 강도를 유지/증가시키면서, 특히 HAZ에서 DBTT를 저하시키는 것이다. 이후에 기재되어 있는 바와 같이, 기재 판과 HAZ에서 극저온 특성이 탁월한 저합금 강을 제조하기 위한 방법에서 내파단성에 대한 고유의 기여 뿐만 아니라 미세구조적 기여를 둘 다 변화시키기 위해 합금화와 가공처리를 조합 사용한다.

본 발명에서, 미세구조적 인성화를 이용하여 기재 강 DBTT를 저하시킨다. 이러한 미세구조적 인성화의 주요 요소는 이전의 오스테나이트 과립 크기를 정련하는 단계, 열기계 제어 압연 공정("TMCP")을 통해 과립 형태를 개질시키는 단계 및 미립자 내에 삼중상을 생성시키는 단계로 이루어지는데, 이들 모두는 강판의 단위 용적당 넓은 각도 경계면 면적을 개선시키는 것을 목적으로 한다. 당해 기술분야의 숙련가들에게는 친숙한 바와 같이, 본원에서 사용되는 "과립"은 다결정성 물질 중의 개별 결정의 의미이고, 본원에서 사용되는 "과립 경계면"은 하나의 결정학적 배향으로부터 다른 결정학적 배향으로의 전이에 상응하는 금속에서의 협소한 영역을 의미한다. 본원에서 사용되는 바와 같이, "넓은 각도 과립 경계면"은 결정학적 배향이 약 8° 이상으로 상이한 두 개의 인접한 과립들을 구분하는 과립 경계면이다. 또한, 본원에서 사용되는 바와 같이, "넓은 각도 경계면 또는 계면"은 넓은 각도 과립 경계면으로서 효과적으로 작용하는, 즉 진행하는 균열 또는 파단을 편향시키는 경향이 있어서 파단 경로에서 비틀림을 유도하는 경계면 또는 계면이다.

TMCP로부터 단위 용적당 넓은 각도 경계면의 총 계면 면적에 대한 기여도( $S_v$ )는 다음의 수학적 식 1로 정의된다.

수학적 식 1

$$S_v = \frac{1}{d} \left( 1 + R + \frac{1}{R} \right) + 0.63(r - 30)$$

삭제

위의 수학적 식 1에서,

d는 오스테나이트가 결정화되지 않는 온도 범위에서 압연하기 이전에 열간 압연된 강판에서의 평균 오스테나이트 과립 크기(이전 오스테나이트 과립 크기)이고,

R은 압하비(최초의 강 슬랩 두께/최종 강판 두께)이고,

r은 오스테나이트가 결정화되지 않는 온도 범위에서의 열간 압연으로 인한 강의 두께 감소율(%)이다.

강의  $S_v$ 가 증가함에 따라, 넓은 각도 경계면에서 파단 경로의 균열 편향 및 부수적인 비틀림으로 인해 DBTT는 감소하는 것으로 당해 기술분야에 익히 공지되어 있다. 시판 중인 TMCP 실행에서, R 값은 소정의 판 두께에 대해 고정되는데, r 값의 상한치는 전형적으로 75이다. 소정의 R 및 r 고정값의 경우,  $S_v$ 는, 위의 수학적 1로부터 명백한 바와 같이, 단지 d를 감소시킴으로써 실질적으로 증가시킬 수 있다. 본 발명에 따르는 강에서 d를 감소시키기 위해, Ti-Nb 미세합금화가 최적화된 TMCP 실시와 병행하여 사용된다. 열간 압연/변형 동안 동일한 압하 총량에 대해, 초기에 평균 오스테나이트 과립 크기가 보다 미세한 강은 최종적으로 평균 오스테나이트 과립 크기가 보다 미세할 것이다. 따라서, 본 발명에서, Ti-Nb 첨가량을 낮은 재가열 실시를 위해 최적화하면서, TMCP 동안 목적하는 오스테나이트 과립 성장 억제를 유발시킨다. 도 2A를 참조하면, 비교적 낮은 재가열 온도, 바람직하게는 약 955 내지 약 1100°C(1750 내지 2012°F)를 사용하여 열변형 이전에 재가열된 강 슬랩(20')에서 약 120 $\mu$ m 미만의 평균 오스테나이트 과립 크기(D')를 초기에 수득한다. 본 발명에 따르는 가공 처리는 통상적인 TMCP에서 보다 높은 재가열 온도, 즉 약 1100°C(2012°F)보다 높은 온도를 사용하여 발생하는 과도한 오스테나이트 과립 성장을 방지한다. 동적 재가열 유도된 과립 정련을 촉진시키기 위해, 약 10%보다 큰, 통과시 대량 감소율(heavy per pass reduction)을 오스테나이트가 재결정화되는 온도 범위에서 열간 압연하는 동안 사용한다. 이제 도 2B를 참조하면, 본 발명에 따르는 가공 처리는 오스테나이트가 재결정화되는 온도 범위에서 열간 압연(변형)한 후, 오스테나이트가 재결정화되지 않는 온도 범위에서 열간 압연하기 이전에 강 슬랩(20'')에서 약 50 $\mu$ m 미만, 바람직하게는 약 30 $\mu$ m 미만, 보다 더 바람직하게는 약 20 $\mu$ m 미만, 보다 더 바람직하게는 약 10 $\mu$ m 미만의 평균 이전 오스테나이트 과립 크기(D'')(즉, d)를 제공한다. 추가로, 두께 관통 방향으로의 유효 과립 크기를 감소시키기 위해, 바람직하게는 약 70% 누적률을 초과하는 대량 감소율을 대략  $T_{nr}$  온도보다는 낮고 대략  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 온도 범위에서 수행한다. 이제 도 2C를 참조하면, 본 발명에 따르는 TMCP는 두께 관통 방향으로 매우 미세한 유효 과립 크기(D'''), 예를 들면, 약 10 $\mu$ m 미만의 유효 과립 크기(D'''), 바람직하게는 약 8 $\mu$ m 미만, 보다 더 바람직하게는 약 5 $\mu$ m 미만, 더욱 더 바람직하게는 약 3 $\mu$ m 미만, 이보다 더 바람직하게는 약 2 내지 약 3 $\mu$ m의 최종 압연된 강판(20''') 내의 오스테나이트에서 신장된 팬 케이크형 구조물을 형성시켜, 당해 기술분야의 숙련가들이 이해할 수 있는 바와 같이, 강판(20''') 내의 단위 용적당 넓은 각도 경계면의 계면 면적(예를 들면, 21)을 향상시킨다.

일반적으로 기계적 특성에서 이방성을 최소화하고 가로 방향으로 인성 및 DBTT를 향상시키기 위해서는, 팬 케이크형 구조물의 종횡비(aspect ratio), 즉 팬 케이크형 구조물의 두께에 대한 팬 케이크형 구조물의 길이의 평균 비를 최소화하는 것이 도움이 된다. 본 발명에서, 본원에 기재되어 있는 바와 같이 TMCP 파라미터의 조절을 통해 팬 케이크형 구조물의 종횡비는 바람직하게는 약 100 미만, 보다 바람직하게는 약 75 미만, 보다 더 바람직하게는 약 50 미만, 이보다 더 바람직하게는 약 25 미만으로 유지한다.

상호임계 온도 범위에서 최종 압연시켜 상호임계 노출 동안 오스테나이트 분열로부터 형성되는 변형 페라이트에서 "팬 케이크"를 유도하며, 또한 두께 관통 방향으로 유효 과립 크기("평균 슬립 거리")를 감소시킨다. 본 발명의 기재시 사용되는 바와 같이, 변형 페라이트는 상호임계 노출 동안 오스테나이트 분열로부터 형성되어 형성에 이은 열간 압연으로 인해 변형되는 페라이트이다. 따라서, 변형 페라이트는 또한 강도를 증폭시키기 위해 전위 밀도가 높은(예를 들면, 약  $10^8$  이상의 전위/cm<sup>2</sup>) 고도의 변형 아구조물을 갖는다. 본 발명의 강은 강도와 인성을 동시에 향상시키기 위해 정련된 변형 페라이트로부터 유리하게 설계된다.

보다 더 상세하게, 본 발명에 따르는 강은 본원에 기재되어 있는 바와 같은 목적하는 조성의 슬랩을 형성하고, 슬랩을 약 955 내지 약 1100°C(1750 내지 2012°F), 바람직하게는 약 955 내지 약 1065°C(1750 내지 1950°F)의 온도로 가열하고, 슬랩을 열간 압연시켜 오스테나이트가 재결정화되는 제1 온도 범위, 즉 약  $T_{nr}$ 을 초과하는 온도 범위에서 약 30 내지 약 70%의 압하율을 제공하는 1회 이상의 통과로 강판을 형성하고, 대략  $T_{nr}$  온도보다는 낮고 대략  $Ar_3$  변형 온도보다는 높은 제2 온도 범위에서 약 40 내지 약 80%의 압하율을 제공하는 1회 이상의 통과로 강판을 추가로 열간 압연시키고, 강판을 대략  $Ar_1$  변형 온도 내지 대략  $Ar_3$  변형 온도의 상호임계 온도 범위에서 약 15 내지 약 50%의 압하율을 제공하는 1회 이상의 통과로 최종 압연시킴으로써 제조한다. 이어서, 열간 압연된 강판은 약 10°C/초(18°F/초) 이상의 냉각 속도로 바람직하게는 약 600°C(1110°F) 미만의 적합한 급냉 중지 온도(QST)로 급냉시킨다. 본 발명의 또 다른 양태에서, QST는 바람직하게는 약  $M_s$  변형 온도+ 200°C(360°F) 미만, 보다 바람직하게는  $M_s$  변형 온도+ 100°C(180°F), 보다 더 바람직하게는 약 350°C(662°F) 미만이다. 또 다른 양태에서, QST는 주위 온도이다. 본 발명의 한 가지 양태에서, 강판은 급냉이 종료된 후에 주위 온도로 공기 냉각시킨다.

당해 기술분야의 숙련가들이 이해하고 있는 바와 같이, 본원에서 사용되는 두께 압하율(%)은 관련 압하 이전의 강 슬랩 또는 강판의 두께 압하율(%)을 의미한다. 두께가 약 254mm(10인치)인 강 슬랩은 제1 온도 범위에서 약 180mm(7인치)의

두께로 약 30% 감소(30% 압하율)될 수 있고, 이어서 제2 온도 범위에서 약 35mm(1.4인치) 두께로 약 80% 감소(80% 압하율)될 수 있으며, 이어서 제3 온도 범위에서 약 25mm(1인치)의 두께로 약 30% 감소(30% 압하율)될 수 있는데, 이는 단지 설명을 위한 것이지 이로써 본 발명을 제한하고자 하는 것은 아니다. 본원에서 사용되는 바와 같이, "슬랩"은 임의의 치수의 강 조각을 의미한다.

강 슬랩은 사실상 전체 슬랩, 바람직하게는 전체 슬랩의 온도를 목적하는 재가열 온도로 상승시키기에 적합한 수단, 예를 들면, 일정 시간 동안 노(furnace)에 슬랩을 넣어 가열하는 것이 바람직하다. 본 발명의 범위 내에서 임의의 강 조성물에 대해 사용되어야 하는 특정 재가열 온도는 실험 또는 적합한 모델을 사용한 계산에 의해 당해 기술분야의 숙련가에 의해 용이하게 결정될 수 있다. 또한, 사실상 전체 슬랩, 바람직하게는 전체 슬랩의 온도를 목적하는 재가열 온도로 상승시키는 데 필요한 노 온도 및 재가열 시간은 당해 기술분야의 숙련가가 표준 산업 간행물을 참조하여 용이하게 결정할 수 있다.

사실상 전체 슬랩에 적용되는 재가열 온도를 제외하면, 본 발명의 가공방법의 기재시 언급되는 이후의 온도는 강 표면에서 측정된 온도이다. 강의 표면 온도는, 예를 들면, 광학 고온계 또는 강 표면 온도 측정에 적합한 임의의 다른 장치를 사용하여 측정할 수 있다. 본원에서 언급한 냉각 속도는 판 두께의 중심 또는 사실상 중심에서의 냉각 속도이고, 급냉 중지 온도(QST)는 판의 중간 두께로부터 전달된 열로 인해, 급냉이 중지한 후에 판 표면에 도달되는 최고 또는 사실상 최고의 온도이다. 예를 들면, 본 발명에 따르는 강 조성물의 실험 열의 가공처리 동안, 온도계를 중심 온도 측정을 위해 강판 두께의 중심 또는 사실상 중심에 놓고, 광학 고온계를 사용하여 표면 온도를 측정한다. 중심 온도와 표면 온도와의 상호 관계는 표면 온도를 직접 측정함으로써 중심 온도를 측정할 수 있도록 동일한 또는 사실상 동일한 강 조성물의 추후 가공처리 동안 사용하기 위해 개발된다. 또한, 목적인 가속화 냉각 속도를 수득하기 위한 급냉 유체의 필요 온도 및 유량은 당해 기술분야의 숙련가가 표준 산업 간행물을 참조하여 결정할 수 있다.

본 발명의 범위 내의 임의의 강 조성물의 경우, 재결정화 범위와 비-재결정화 범위 사이의 경계를 한정하는 온도인  $T_{nr}$  온도는 강의 화학적 조성, 특히 탄소 농도 및 니오븀 농도, 압연 전의 재가열 온도 및 압연 통과시에 제공된 압하량에 좌우된다. 당해 기술분야의 숙련가들은 실험 또는 모델을 사용한 계산에 의해 본 발명에 따르는 특정 강에 대한  $T_{nr}$  온도를 결정할 수 있다. 이와 유사하게, 본원에서 언급되는  $Ar_1$  변형 온도,  $Ar_3$  변형 온도 및  $M_s$  변형 온도는 실험 또는 모델을 사용한 계산에 의해 본 발명에 따르는 임의의 강에 대해 당해 기술분야의 숙련가들이 결정할 수 있다.

이렇게 기재된 TMCP 실시는 높은  $S_v$  값을 유도한다. 또한, 본 발명의 TMCP로부터 유래하는 삼중상 미세구조물은 넓은 각도 계면과 경계면을 다수 제공함으로써 계면 면적을 추가로 증가시킨다. 이로써 본 발명을 제한하려는 것은 아니나, 예를 들면, 아래에 추가로 기재되어 있는 바와 같이, 형성된 넓은 각도 계면과 경계면은 변형 페라이트 상/제2상 계면, 및 제2상 내에 라스 마르텐사이트/저급 베이나이트 팩킷 경계면, 라스 마르텐사이트/저급 베이나이트 및 잔류 오스테나이트 계면, FGB 내에 베이나이트성 페라이트/베이나이트성 페라이트 경계면, 및 FGB 내에 베이나이트성 페라이트와 마르텐사이트/잔류 오스테나이트 입자 계면을 포함한다. 상호임계 온도 범위에서 증강된 압연으로부터 유래하는 대량의 조직은 연질상 변형 페라이트의 교호 시트와 강한 제2상으로 이루어진 두께 관통 방향으로 구조물을 삽입시키거나 적층시킨다. 도 1에 도시되어 있는 바와 같이, 이러한 형태는 균열(12) 경로를 두께 관통 방향으로 심각하게 비틀리게 한다. 이는, 연질상 변형 페라이트(14)에서 개시되는 균열(12)이, 예를 들면, 변형 페라이트 상(14)과 제2상(16) 사이의 넓은 각도 계면(18)에서, 이들 두 상에서의 상이한 균열 배향 및 슬립면으로 인해, 평면을 변화, 즉 방향을 변화시키기 때문이다. 제2상(16)에서 발생하는 잔류 오스테나이트의 제3상은 도 1에 도시되어 있지 않다. 계면(18)의 계면 결합 강도는 탁월하며, 이는 계면 탈착보다는 균열(12) 편향에 힘을 가한다. 또한, 일단 균열(12)이 제2상(16)으로 도입되면, 균열(12) 진행은 다음에 기재되어 있는 바와 같이 추가로 방해받는다. 주로 라스 마르텐사이트/저급 베이나이트로 이루어진 제2상의 경우, 제2상(16) 중의 라스 마르텐사이트/저급 베이나이트는 팩킷 사이에 넓은 각도 경계면을 갖는 팩킷으로서 작용한다. 일부 팩킷은 팬 케이크형 구조물 내에서 형성된다. 이는 추가로 구조적 정련을 제공하여 팬 케이크형 구조물 내에서 제2상(16)을 통해 균열(12) 진행을 위한 비틀림을 촉진시킨다. 팩킷 폭은 이들 미세구조물에서의 유효 과립 크기이고, 이는 내분열파단성과 DBTT에 상당한 영향을 미치며, 팩킷 폭이 미세할수록 내분열파단성과 DBTT 저하에 유리하다. 본 발명에서, 바람직한 평균 팩킷 폭은 특히 팩킷 직경이 판의 두께 관통 방향에서 측정되는 경우에 약  $5\mu m$  미만, 보다 바람직하게는 약  $3\mu m$  미만, 보다 더 바람직하게는 약  $2\mu m$  미만이다. 균열(12) 진행 내성이 적층 조직, 상들간의 계면에서 균열 평면의 파쇄 및 제2상 내에서의 균열 편향을 포함한 인자의 조합으로부터 본 발명의 강의 삼중상 구조물에서 상당히 강화된다는 것이 순수한 결과이다. 이는  $S_v$ 를 상당히 증가시켜 최종적으로 DBTT를 저하시킨다.

팩킷 경계면 이외에, 잔류 오스테나이트 및 저급 베이나이트/라스 마르텐사이트 계면은 또한 균열을 극복하기 위해 제2상 내에 추가의 넓은 각도 경계면을 제공한다. 추가로, 잔류 오스테나이트 필름 층은 전진 균열을 더디게 하여 잔류 오스테나이트 필름 층을 통해 균열이 진행되기 전에 추가로 에너지를 흡수한다. 몇 가지 이유에서 둔화가 발생한다. 첫 번째로, FCC(본원에서 정의된 바와 같은) 잔류 오스테나이트는 DBTT 거동을 나타내지 않고 전단 공정은 단지 균열 확장 메카니

증만을 유지한다. 두 번째로, 하중/용력이 균열 말단부에서 보다 높은 특정 값을 초과하는 경우, 준안정성 오스테나이트는 마르텐사이트로의 응력 또는 응력 유도 변형이 일어나며, 변형 유도 가소성(TRIP)을 제공할 수 있다. TRIP는 에너지를 상당히 흡수하고 균열 말단 응력 강도를 저하시킬 수 있다. 마지막으로, TRIP 공정으로부터 형성되는 라스 마르텐사이트는 기존의 저급 베이나이트 또는 라스 마르텐사이트 구성분과는 분열 및 슬립 평면의 배향이 상이하여 균열 경로를 더욱 비틀리게 할 수 있다.

본 발명에서의 FGB는 본 발명의 특정 양태에서 제2상의 주성분이거나 미량 성분일 수 있다. 본 발명의 FGB의 과립 크기는 위에서 기재한 세립화 라스 마르텐사이트/세립화 저급 베이나이트 미세구조물의 평균 팩킷 폭에 흡사하게 매우 미세하다. FGB는 특히 두께가 25mm 이상인 판의 중심에서 강의 전체 합금화율이 낮고/낮거나, 강이 충분한 "유효" 붕소, 즉 산화물 및/또는 질화물 속에 고정되어 있지 않은 붕소를 포함하지 않는 경우, QST로 급냉시키는 동안 및/또는 QST에서 본 발명의 강의 주위로 공기 냉각시키는 동안 형성될 수 있다. 이러한 경우, 급냉을 위한 냉각 속도 및 전체 판의 화학적 조성에 따라, FGB는 제2상의 주성분이거나 미량 성분을 형성할 수 있다. 본 발명에서, FGB의 바람직한 평균 과립 크기는 약 3  $\mu\text{m}$  미만, 보다 바람직하게는 약 2  $\mu\text{m}$  미만, 보다 더 바람직하게는 약 1  $\mu\text{m}$  미만이다. FGB의 인접한 과립들은 과립 경계면이 결정학적 배향이 약 15° 이상으로 상이한 두 개의 인접한 과립을 구분하는 넓은 각도 경계면을 형성함으로써 이들 경계면은 균열 편향과 균열 비틀림 강화에 있어 매우 효과적이다. 본 발명의 FGB는 베이나이트성 페라이트 약 60 내지 약 95용적%와 라스 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트와의 혼합물의 분산 입자 약 5 내지 약 40용적%를 포함하는 응집물이다. 본 발명의 FGB에 있어서, 마르텐사이트는 바람직하게는 쌍정을 거의 갖지 않거나 전혀 갖지 않는 변위된 유형의 저탄소(0.4중량% 이하)로 이루어지며 분산된 잔류 오스테나이트를 함유한다. 마르텐사이트/잔류 오스테나이트는 강도, 인성 및 DBTT 면에서 유리하다. FGB 중의 마르텐사이트/잔류 오스테나이트 구성분의 용적%는 강 조성과 가공처리에 따라 다양할 수 있으나, 바람직하게는 FGB의 약 40용적% 미만, 보다 바람직하게는 약 20용적% 미만, 보다 더 바람직하게는 약 10용적% 미만이다. FGB의 마르텐사이트/잔류 오스테나이트 입자는 FGB 내에서 추가의 균열 편향과 비틀림을 제공하는 데 효과적이다.

위에서 기재한 미세구조적 접근법이 기재 강판의 DBTT를 저하시키는 데 유용할지라도, 이들은 용접 HAZ의 조악한 과립화 영역에서 충분히 낮은 DBTT를 유지하는 데는 그다지 효과적이지는 않다. 따라서, 본 발명은 다음에 기재되어 있는 바와 같이 합금 원소의 고유 효과를 사용하여 용접 HAZ의 조악한 과립화 영역에서 충분히 낮은 DBTT를 유지하는 방법을 제공한다.

페라이트성 극저온 강의 유도는 체심 입방체(body-centered cubic; BCC) 결정 격자를 기본으로 한다. 이러한 결정 시스템은 저비용으로 고강도를 제공할 수 있는 잠재성을 제공하는 반면, 온도 저하에 따라 연성에서 취성으로의 파단 거동으로 급격히 전이되는 문제를 일으킨다. 기본적으로 이는 BCC 시스템에서의 온도에 대한 임계 분열 전단 응력(CRSS)(본원에 정의되어 있음)의 강한 민감성 때문일 수 있으며, 이때 CRSS는 온도 감소에 따라 급격히 상승하여 전단 과정을 실행하고, 결과적으로 연성 파단을 더욱 어렵게 한다. 반면, 분열과 같은 취성 파단 공정에 대한 임계 응력은 온도에 덜 민감하다. 따라서, 온도가 저하됨에 따라, 분열은 유리한 파단 모드가 되어 저에너지 취성 파단을 개시한다. CRSS는 강의 고유 특성이며, 변형시 전위가 교차 슬립할 수 있는 용이성에 민감한데, 즉 교차 슬립이 보다 용이한 강은 또한 낮은 CRSS를 가지므로 낮은 DBTT를 가질 수 있다. 일부 면심 입방체(FCC) 안정화제, 예를 들어, Ni는 교차 슬립을 촉진시키는 것으로 공지되어 있는 반면, BCC 안정화 합금 원소, 예를 들어, Si, Al, Mo, Nb 및 V는 교차 슬립을 방해한다. 본 발명에서, FCC 안정화 합금 원소, 예를 들어, Ni의 함량은, 비용 및 DBTT 저하에 유리한 효과를 고려하여, Ni 합금을 바람직하게는 약 1.0중량% 이상, 보다 바람직하게는 약 1.5중량% 이상으로 하여 최적화하고, 강 내의 BCC 안정화 합금 원소의 함량을 사실상 최소화한다.

본 발명에 따르는 강의 화학적 조성과 가공처리와의 독특한 조합으로부터 유래하는 고유 인성화와 미세구조적 인성화의 결과, 강은 용접 후의 기재 판과 HAZ 둘 다에서 탁월한 극저온 인성을 나타낸다. 이들 강의 용접 후에 강의 가로 방향으로의 기재 판과 HAZ 둘 다에서의 DBTT는 약 -62°C(-80°F) 미만이고, 약 -107°C(-160°F) 미만일 수 있다. DBTT는 심지어 약 -123°C(-190°F)보다 낮을 수도 있다.

## (2) 830MPa(120ksi)보다 큰 인장 강도 및 두꺼운 단면 용량

미세복합 삼중상 구조물의 강도는 구성분 상의 용적비 및 강도에 의해 결정된다. 라스 마르텐사이트/저급 베이나이트 제2상 강도는 주로 탄소 함량에 의해 결정된다. 본 발명의 FGB 제2상 구성분의 강도는 약 690 내지 760MPa(100 내지 110ksi)인 것으로 추정된다. 본 발명에서, 주로 제2상의 용적비 및 구성을 조절함으로써 목적하는 강도를 획득하기 위해 신중하게 노력한 결과, 기재 강과 이의 HAZ 둘 다에서 용접능과 탁월한 인성에 부수적인 이점을 가지면서 비교적 낮은 탄

소 함량에서 목적하는 강도를 수득하였다. 약 830MPa(120ksi)보다 큰 인장 강도를 수득하기 위한, 제2상의 용적비의 범위는 바람직하게는 약 50 내지 약 90용적%이다. 이는 임계 압연에 적합한 최종 압연 온도를 선택함으로써 수득된다. 약 830MPa(120ksi) 이상의 인장 강도를 수득하기 위해서는 전체 합금에서 C가 최소 약 0.03중량%인 것이 바람직하다.

본 발명에 따르는 강에서, C 이외의 합금 원소는 바람직하게는 강의 수득 가능한 최대 강도와 관련하여 사실상 중요하지 않지만, 이들 원소는 약 25mm(1인치) 이상의 판 두께와 가공 유연성에 바람직한 냉각 속도 범위에 필요한 두꺼운 단면 용량을 제공한다. 이는, 두꺼운 판의 중간 단면에서의 실제 냉각 속도가 표면에서의 냉각 속도보다 느리기 때문에 중요하다. 따라서, 판의 표면과 중심 사이의 냉각 속도 차이에 대한 강의 민감성을 제거하도록 강이 설계되지 않는다면, 강의 표면과 중심의 미세구조물은 매우 상이해질 수 있다. 이와 관련하여, Mn 및 Mo 합금 첨가, 특히 Mn, Mo 및 B의 배합물 첨가가 특히 효과적이다. 본 발명에서 이러한 첨가는 경도, 용접성, 낮은 DBTT 및 비용을 고려하여 최적화된다. 본 명세서에서 앞서 언급한 바와 같이, DBTT를 저하시킨다는 관점에서, 전체 BCC 합금 첨가량을 최소로 유지하는 것이 필수적이다. 바람직한 화학 표적 및 범위는 본 발명의 이러한 요구 사항과 기타 요구 사항을 충족시키도록 설정된다.

약 25mm 이상의 판 두께에 대한 강도 및 두꺼운 단면 용량을 수득하기 위해 본 발명의 강의 화학을 설계하기 위해서는, 다음에 정의된 바와 같이 Nc 파라미터를 합금 설계시 가이드로서 사용하는 것이 본 발명에 유용한 것으로 밝혀졌다. 이러한 파라미터는 강 경도 및 강화에 미치는 조합된 영향을 예측할 수 있는 강에서의 상대적인 원소 합금 잠재능을 고려한 것이다. 강도와 두꺼운 면적 용량에 대해 본 발명의 목적을 충족시키기 위해서는, 효과적으로 B를 첨가하는 경우에는 Nc는 바람직하게는 약 2.5 내지 약 4.0의 범위이고, B를 첨가하지 않은 경우에는 강에 대해 바람직하게는 약 3.0 내지 약 4.5이다. 보다 바람직하게는, 본 발명에 따라 B를 함유하는 강의 경우, Nc는 약 2.8을 초과하고, 보다 더 바람직하게는 약 3.0을 초과한다. 본 발명에 따라 B를 첨가하지 않은 강의 경우, Nc는 바람직하게는 약 3.3을 초과하고, 보다 더 바람직하게는 약 3.5을 초과한다. Nc 값이 증가함에 따라 보다 낮은 Nc 값은 강이 주로 FGB로 이루어진 제2상을 형성하기 쉬운 경향이 있으나, 강은 주로 세립화 라스 마르텐사이트 또는 세립화 저급 베이나이트로 이루어진 제2상을 제공하기 쉬운 경향이 있다. 일반적으로, 판 두께가 약 25mm인 경우, Nc를 바람직한 범위의 상한치, 즉 효과적으로 B를 첨가한 강에 대해서는 약 3.0을 초과하고 B를 첨가하지 않은 강에 대해서는 3.5을 초과하도록 갖는 강은, 본 발명의 목적에 따라 가공되는 경우, 주로 세립화 저급 베이나이트/세립화 라스 마르텐사이트로 이루어진 제2상을 제공한다. 이러한 강과 미세구조물은 930MPa(135ksi)보다 큰 강도에 특히 적합하다. 반면, 유효한 B를 함유하는 강에 대해 Nc를 약 2.5 내지 약 3.0 범위로 갖는 강과 B를 첨가하지 않은 강에 대해 Nc를 약 3.0 내지 약 3.5 범위로 갖는 강은, 본 발명의 목적에 따라 가공되는 경우, FGB를 주요 제2상 미세구조물로서 제공한다. 이러한 강과 미세구조물은 약 830 내지 약 930MPa(120 내지 135ksi) 범위의 강도에 특히 적합하다.

$$Nc = 12.0 * C + Mn + 0.8 * Cr + 0.15 * (Ni + Cu) + 0.4 * Si + 2.0 * V + 0.7 * Nb + 1.5 * Mo$$

위의 식에서,

C, Mn, Cr, Ni, Cu, Si, V, Nb, Mo는 강에서의 이들 각각의 중량%이다.

### (3) 저열 유입 용접에 탁월한 용접능

본 발명의 강은 탁월한 용접능을 갖도록 설계된다. 특히 저열 유입 용접과 함께, 가장 중요한 관심사는 조악한 과립화 HAZ에서의 냉각 균열 또는 수소 균열이다. 본 발명에 의해, 본 발명의 강의 경우, 냉각 균열 감수성은 당해 기술분야에서 중요한 파라미터인 것으로 생각되는 경도 및 탄소 당량에 의한 것이 아니라, HAZ 미세구조물의 유형 및 탄소 함량에 의해 결정적으로 영향을 받는 것으로 밝혀졌다. 저온 예열[약 100℃(212°F) 미만] 용접 조건 또는 예열 용접을 수행하지 않는 조건 하에서 강을 용접하는 경우, 냉각 균열을 방지하기 위한, 바람직한 탄소 첨가 상한치는 약 0.1중량%이다. 본원에서 사용되는 바와 같이, 어떠한 양상으로도 본 발명을 제한하려는 것은 아니나, "저열 유입 용접"은 약 2.5kJ/mm(7.6kJ/in) 이하의 아크 에너지를 사용한 용접을 의미한다.

저급 베이나이트 또는 자동 템퍼링된 라스 마르텐사이트 미세구조물은 냉각 균열에 대한 내성이 탁월하다. 본 발명의 강 내의 기타 합금 원소는 조악한 과립화 HAZ에서 이들 바람직한 미세구조물의 형성을 보장하도록 경도 및 강도 요구 사항에 적합하게 주의하여 균형을 맞춘다.

강 슬랩에서의 합금 원소의 작용

본 발명에 있어서의 다양한 합금 원소의 작용과 이들 농도의 바람직한 한계가 다음에 제시되어 있다:

탄소(C)는 강 내에서 가장 효과적인 강화 원소 중의 하나이다. 또한, 탄소는 강 내의 강한 카바이드 형성체, 예를 들어, Ti, Nb 및 V와 배합하여 과립 성장을 억제하고 침전을 강화시킨다. 또한, 탄소는 경화능, 즉 냉각 동안 강 내에서 보다 단단하고 강한 미세구조물을 형성할 수 있는 기능을 향상시킨다. 탄소 함량이 약 0.03중량% 미만인 경우, 일반적으로 이는 강의 목적하는 강화를 약 830MPa(120ksi)보다 큰 인장 강도로 유도하기에는 충분하지 않다. 탄소 함량이 약 0.12중량%보다 큰 경우, 일반적으로 강은 용접 동안 냉각 균열되기 쉽고, 용접시 강판과 이의 HAZ에서 인성이 감소한다. 약 0.03 내지 약 0.12중량% 범위의 탄소 함량은 목적하는 HAZ 미세구조물, 즉 자동-템퍼링된 라스 마르텐사이트와 저급 베이나이트를 제조하는 데 바람직하다. 보다 더 바람직하게는, 탄소 함량의 상한치는 약 0.07중량%이다.

망간(Mn)은 강에서의 매트릭스 강화제이며, 또한 경화능에 상당히 기여한다. Mn은 특히 강도를 감소시킬 수 있는 판의 중간 두께에서 두꺼운 면적의 판에서의 과량의 FGB를 방지하기 위한 저렴한 핵심 합금 첨가물이다. 약 25mm(1인치)보다 두꺼운 판 두께에서 목적하는 고강도를 달성하기 위해서는 Mn을 최소 0.5중량% 첨가하는 것이 바람직하고, 최소 약 1.0중량% 이상 첨가하는 것이 보다 더 바람직하다. Mn은 약 0.07중량% 미만의 낮은 C 수준에서 경화능에 상당한 영향을 미치므로, 높은 판 강도 및 가공 유연성을 위해서는 Mn을 약 1.5중량% 이상 첨가하는 것이 보다 더 바람직하다. 그러나, 지나친 과량의 Mn은 인성에 불리할 수 있으므로, 본 발명에서는 Mn의 상한치는 약 2.5중량%인 것이 바람직하다. 또한, 이러한 상한치는 고함량의 Mn 및 연속적으로 주조된 강에서 발생하는 경향이 있는 중심선 편석(segregation) 및 판 중심에서의 부수적인 불량 미세구조물 및 인성을 사실상 최소화하는 방향이 바람직하다. 보다 바람직하게는, Mn 함량의 상한치는 약 2.1중량%이다. 니켈 함량이 약 3중량%보다 높게 증가하는 경우, 목적하는 고강도는 소량의 망간 첨가량으로 달성할 수 있다. 따라서, 광의로는, 약 2.5중량% 이하의 망간이 바람직하다.

규소(Si)는 탈산화 목적으로 강에 첨가되며 이러한 목적에는 최소 약 0.01중량%의 양으로 첨가하는 것이 바람직하다. 그러나, Si는 강한 BCC 강화제이므로 DBTT를 상승시키고 또한 인성에 악영향을 미친다. 이러한 이유로, Si를 첨가하는 경우, Si의 상한치는 바람직하게는 약 0.5중량%이다. 보다 바람직하게는 Si 함량에 대한 상한치는 약 0.1중량%이다. 알루미늄 또는 티탄이 동일한 작용을 할 수 있으므로, 탈산화에 항상 규소가 필요한 것은 아니다.

니오븀(Nb)은 강의 압연된 미세구조물의 과립 정련을 증진시키기 위해 첨가되며, 강도와 인성을 둘 다 향상시킨다. 열간 압연 동안의 탄화니오븀 침전은 재결정화를 지연시키고 과립 성장을 억제하여 오스테나이트 과립 정련 수단을 제공하는 역할을 한다. 이러한 이유로, 약 0.02중량% 이상의 Nb가 바람직하다. 그러나, Nb는 강한 BCC 안정화제이므로 DBTT를 상승시킨다. 너무 많은 양의 Nb는 용접능과 HAZ 인성에 불리할 수 있으므로, 최대 약 0.1중량%가 바람직하다. 보다 바람직하게는, Nb 함량에 대한 상한치는 약 0.05중량%이다.

티탄(Ti)은, 소량 첨가시, 강의 압연 구조물과 HAZ 둘 다에서 과립 크기를 정련하는 미세한 티탄 질화물(TiN) 입자를 형성하는 데 효과적이다. 따라서, 강의 인성은 향상된다. Ti는 Ti/N의 중량비가 바람직하게는 약 3.4인 양으로 첨가된다. Ti는 강한 BCC 안정화제이므로 DBTT를 상승시킨다. 과량의 Ti는 보다 조악한 TiN 또는 탄화티탄(TiC) 입자를 형성함으로써 강의 인성을 열화시키는 경향이 있다. 일반적으로, 약 0.008중량% 미만의 Ti 함량은 충분히 미세한 과립 크기를 제공하거나 N을 TiN으로서의 강에 고정시킬 수 없는 반면, 약 0.03중량%보다 높은 경우에는 인성을 열화시킬 수 있다. 보다 바람직하게는, 강은 약 0.01 내지 약 0.02중량%의 Ti를 함유한다.

알루미늄(Al)은 탈산화의 목적으로 본 발명의 강에 첨가된다. 이러한 목적에는 약 0.002중량% 이상의 Al이 바람직하고, 약 0.001중량% 이상의 Al이 보다 더 바람직하다. Al은 HAZ에 용해된 질소를 고정시킨다. 그러나, Al은 강한 BCC 안정화제이므로 DBTT를 상승시킨다. Al 함량이 너무 높으면, 즉 약 0.05중량%보다 높으면, 산화알루미늄( $Al_2O_3$ )형 함유물을 형성하는 경향이 있으며, 이는 강 및 HAZ의 인성에 악영향을 미치는 경향이 있다. 보다 더 바람직하게는, Al 함량에 대한 상한치는 약 0.03중량%이다.

몰리브덴(Mo)은 특히 붕소 및 니오븀와 배합되어 직접 급냉시 강의 경화능을 향상시킨다. 그러나, Mo는 강한 BCC 안정화제이므로 DBTT를 상승시킨다. 과량의 Mo는 용접시 냉각 균열을 유발하고 또한 강 및 HAZ의 인성을 열화시키는 경향이 있으므로, Mo 첨가시에는 최대 약 0.8중량%가 바람직하다. 보다 바람직하게는, Mo 첨가시, 강은 Mo를 약 0.1 내지 약 0.3중량% 함유한다.

크롬(Cr)은 직접 급냉시 강의 경화능을 증가시키는 경향이 있다. 또한, Cr은 내식성 및 수소 유도된 균열(HIC) 내성을 향상시킨다. Mo와 유사하게, 과량의 Cr은 용접시 냉각 균열을 유발시키는 경향이 있고, 강 및 HAZ의 인성을 열화시키는 경향이 있어서, Cr 첨가시, 최대 약 1.0중량%의 Cr이 바람직하다. 보다 바람직하게는, Cr 첨가시, Cr 함량은 약 0.2 내지 약 0.6중량%이다.

니켈(Ni)은 특히 HAZ에서 목적하는 DBTT를 얻기 위해 본 발명의 강에 중요한 합금 첨가물이다. 이는 강에서 가장 강한 FCC 안정화제 중의 하나이다. 강에 Ni를 첨가하면, 교차 슬립을 향상시켜 DBTT를 저하시킨다. Mn 및 Mo 첨가물과 동일한 정도는 아니지만, 강에 Ni를 첨가하면 경화능을 증진시켜 두꺼운 단면[즉, 약 25mm(1인치)보다 두꺼움]에서 미세구조물 및 특성에 대해 두께 전반에 걸친 균일성을 향상시킨다. 용접 HAZ에서 목적하는 DBTT를 달성하기 위한, 최소 Ni 함량은 바람직하게는 약 1.0중량%, 보다 바람직하게는 약 1.5중량%, 보다 더 바람직하게는 2.0중량%이다. Ni는 고가의 합금 원소이므로, 강의 비용을 사실상 최소화하기 위한, 강의 Ni 함량은 바람직하게는 약 3.0중량% 미만, 보다 바람직하게는 약 2.5중량% 미만, 보다 더 바람직하게는 약 2.0중량% 미만, 이보다 더 바람직하게는 약 1.8중량% 미만이다.

구리(Cu)는 강에서의 FCC 안정화제이며, DBTT를 조금 저하시키는 데 기여할 수 있다. 또한, Cu는 내식성 및 HIC 내성에 유리하다. 높은 함량의 Cu는  $\epsilon$ -구리 침전물을 통해 경화되는 과도한 침전을 유도한다. 적합하게 조절되지 않는 경우, 이러한 침전은 기계 판과 HAZ 둘 다에서 인성을 저하시키고 DBTT를 상승시킬 수 있다. 또한, 다량의 Cu는 슬랩 주조 및 열간 압연 동안 취화를 유발할 수 있으며, 이를 경감시키기 위해 Ni의 공첨가를 필요로 한다. 이러한 이유로, 구리가 본 발명에서 강에 첨가되는 경우 Cu의 상한치는 바람직하게는 약 1.0중량%, 보다 더 바람직하게는 약 0.4중량%이다.

붕소(B)는, 소량으로, 기계 판과 조악한 세립화 HAZ 둘 다에서 PF, UB 및 DUB의 형성을 억제함으로써, 두꺼운[25mm(1인치) 이상] 단면 판에서도 강의 경화능을 매우 저렴하게 상당히 증가시킬 수 있고 저급 베이나이트와 라스 마르텐사이트의 강 미세구조물의 형성을 증진시킬 수 있다. 일반적으로, 이러한 목적을 위해서는 약 0.0004중량% 이상의 B가 필요하다. 본 발명의 강에 붕소를 가하는 경우, 약 0.0006 내지 약 0.0020중량%가 바람직하고, 약 0.0015중량%의 상한치가 보다 더 바람직하다. 그러나, 강 내의 기타 합금화가 적합한 경화능과 목적하는 미세구조물을 제공하는 경우, 붕소 첨가는 필요하지 않을 수 있다.

본 발명에 따르는 강의 기재 및 실시예

표 II에 기재된 300lb의 가열된 각각의 화학 합금을 진공 유도 용융(VIM)시키고, 두께가 130mm 이상인 원형 잉곳 또는 슬랩으로 주조한 후, 130mm×130mm×200mm 길이의 슬랩으로 단조시키거나 기계 다듬질한다. 이어서, 원형 VIM 잉곳 중의 하나를 원형 잉곳으로 진공 아르케 용융(VAR)시키고 슬랩으로 단조시킨다. 슬랩을 다음에 기재한 바와 같이 실험실 용 분쇄기로 TMCP 가공한다. 표 II는 TMCP 가공에 사용되는 합금의 화학적 조성을 나타낸다.

[표 II]

	합금				
	B1	B2	B3	B4	B5
용융	VIM	VIM	VIM+VAR	VIM	VIM
C(중량%)	0.060	0.060	0.053	0.040	0.034
Mn(중량%)	1.40	1.49	1.72	1.69	1.59
Ni(중량%)	2.02	2.99	2.07	3.30	1.98
Mo(중량%)	0.20	0.21	0.20	0.21	0.20
Cu(중량%)	0.30	0.30	0.24	0.30	0.29
Nb(중량%)	0.032	0.032	0.029	0.033	0.028
Si(중량%)	0.09	0.09	0.12	0.08	0.08
Ti(중량%)	0.013	0.013	0.009	0.013	0.008
Al(중량%)	0.013	0.015	0.001	0.015	0.008
B(ppm)	9	10	13	11	11
O(ppm)	14	18	8	15	15
S(ppm)	17	16	16	17	19
N(ppm)	21	20	21	22	16
P(ppm)	20	20	20	20	20
Cr(중량%)	—	—	—	0.05	0.21
Nc	2.83	3.08	3.07	3.11	2.86



먼저, 슬랩을 약 1000 내지 약 1050℃(1832 내지 약 1922°F)의 온도 범위에서 약 1시간 동안 재가열한 후, 표 III에 나타난 TMCP 스케줄에 따라 압연을 개시한다.

[표 III]

통과	통과 후의 두께 (mm)	온도 (°C)				
		B1	B2	B3	B4	B5
0	130	1044	1001	988	1004	1000
1	117	972	974	971	973	972
2	100	961	963	961	963	961
지체, 조각을 측면에서 뒤집는다						
3	85	868	871	867	871	870
4	72	856	859	856	861	860
5	61	847	849	847	848	850
6	51	839	839	837	838	838
7	43	828	830	828	826	829
지체, 조각을 측면에서 뒤집는다						
8	36	699	670	700	652	707
9	30	688	662	688	640	685
10	25	678	650	677	630	676
QST (°C)		주위 온도				
QST로의 냉각 속도 (°C/s)		26	25	26	26	25
팬 케이크 두께 (μm) (판 두께의 1/4에서 측정)		3.08	3.02	2.67	3.26	3.28

표 II와 표 III의 판의 가로 인장 강도 및 DBTT는 표 IV에 요약되어 있다. 표 IV에 요약되어 있는 인장 강도와 DBTT는 가로 방향, 즉 압연 평면에 존재하나 판 압연 방향에 수직인 방향으로 측정되며, 이때 인장 강도 표본과 샤르피 V-노치 시험바(Charpy V-Notch test bar)의 길이 치수는 당해 방향에 사실상 수직인 균열전파와 함께 당해 방향에 사실상 평행하다. 본 발명의 상당한 이점은 표 IV에 요약되어 있는 DBTT값을 위에서 기재한 방식으로 가로 방향으로 취득할 수 있는 성능이다. 표 III에 나타난 TMCP에 따라, 판 샘플 B3의 미세구조물은 마르텐사이트 라스 경계면에서 (i) 페라이트(주로 변형 페라이트) 약 10용적%, (ii) 주로 세립화 라스 마르텐사이트(약 70용적%)를 포함하는 제2상 및 (iii) 잔류 오스테나이트 층 약 1.6용적%를 포함한다. 미세구조물의 다른 소량의 성분들은 FGB이다. 따라서, 유효 B를 갖는 판 샘플 B3의 미세구조물은 본 발명의 한 가지 양태를 충족시킨다. 이로써 표 IV에 제시되어 있는 바와 같은 가로 방향에서 탁월한 고강도 및 DBTT를 취득한다. 반면, 판 샘플 B1, B2, B4 및 B5는 본 발명의 목적을 모두 충족시키는 다양한 미세구조물을 갖는데, 페라이트(주로 변형 페라이트)는 약 10 내지 약 20용적% 범위이고 제2상은 주로 약 75용적% 이하의 FGB이다. 이들 판 샘플 중의 잔류 오스테나이트의 양도 다양할 수 있으나, 모든 샘플에서 약 2.5용적% 미만이다. 이러한 네 개의 판 모두에서 기타 소량의 구성분은 세립화 라스 마르텐사이트를 포함한다. 따라서, 이들 판은 제2상이 주로 FGB인 기타 양태를 만족시킨다. 이러한 경우, 강도가 870 내지 945MPa(126 내지 137ksi) 범위로 다소 낮으나, 일단 강은 탁월한 인성을 다시 제공한다. 강 샘플 B1, B2, B4 및 B5 중의 붕소는 다량의 산소와 함께 이들 판에 부분적으로 고정(표 II)되어 있으므로, 판 샘플 B3에서의 경우와 같이 충분히 효과적이지 않다. 따라서, FGB를 주된 제2상 미세구조물로서 갖는 이러한 모든 판은 부분적으로 효과적인 B 및/또는 3.0 미만의 Nc를 갖는데, 이들은 모두 본 발명의 가공처리와 함께 FGB의 형성을 촉진시킨다.

이제 도 3을 참조하면, 본 발명의 목적에 따라 가공되는 경우에 효과적인 B가 첨가되고 Nc가 약 3.0을 초과하는 강의 삼중상 미세구조물을 투과 전자 현미경사진으로 나타내었다. 도 3의 투과 전자 현미경사진은 변형 페라이트(31), 세립화 라스 마르텐사이트(32) 및 잔류 오스테나이트(33)를 포함하는 미세구조물을 나타낸다. 이러한 미세구조물은 가로 방향으로의 탁월한 DBTT와 함께 약 1000MPa 이상의 고강도(가로 방향)를 제공할 수 있다(표 IV). 도 4는 주로 FGB 미세구조물로 이루어진 제2상을 갖는 본 발명에 따라 부분적으로 유효한 B 및/또는 낮은 Nc를 갖는 강의 미세구조물의 예를 나타낸 것이다. 도 4의 투과 전자 현미경 사진은 베이나이트성 페라이트(41)와 마르텐사이트/잔류 오스테나이트의 입자(42)를 포함하는 미세구조물을 나타낸다. 이러한 미세구조물은 가로 방향으로의 탁월한 DBTT와 함께 830MPa(120ksi)를 초과하는 강도를 제공할 수 있다.



[표 IV]

합금	B1	B2	B3	B4	B5
인장 강도 [MPa(ksi)]	880 (128)	945 (137)	1035 (150)	940 (136)	870 (126)
DBTT [°C(°F)]	-158 (-250)	-129 (-200)	-144 (-225)	-128 (-200)	-140 (-220)

#### (4) 후 용접 열 처리(PWHT)가 필요한 경우의 바람직한 강 조성

PWHT는 일반적으로 고온, 예를 들어, 약 540°C(1000°F)보다 높은 온도에서 수행된다. PWHT로부터의 열적 노출은 야구 조물의 회수와 관련된 미세구조물의 변화(즉, 가공 이점의 손실)와 시멘타이트 입자의 조악화로 인해 용접 HAZ에서 뿐만 아니라 기재 판에서의 강도를 손상시킬 수 있다. 이를 극복하기 위해, 위에서 기재한 기재 강의 화학적 조성은 바람직하게는 소량의 바나듐을 첨가함으로써 개질된다. 바나듐을 가하여, PWHT시 기재 강과 이의 HAZ에서 미세한 탄화바나듐(VC) 입자를 형성함으로써 침전물을 강화시킨다. 이러한 강화는 PWHT시 강도 손실을 사실상 상쇄하도록 고안된다. 그러나, 과도한 VC 강화는 기재 판과 이의 HAZ 둘 다에서 인성을 저하시키고 DBTT를 상승시킬 수 있으므로 피해야 한다. 본 발명에서는, 이러한 이유로 V의 경우 약 0.1중량%의 상한치가 바람직하다. 하한치는 바람직하게는 약 0.02중량%이다. 보다 바람직하게는 V를 약 0.03 내지 약 0.05중량% 강에 가한다.

본 발명의 강에서 이러한 특성들을 단계적으로 배제시키는 조합은 특정 극저온 공정, 예를 들어, 저온에서의 천연 가스 저장 및 이송을 위한 저비용 가능 기술을 제공한다. 이들 신규한 강은 일반적으로 훨씬 더 높은 니켈 함량(약 9중량% 이하)을 필요로 하고 강도가 훨씬 낮은[약 830MPa(120ksi) 미만] 당해 기술분야의 시중 강보다 극저온 용품에 대한 재료 비용을 상당히 절감시킬 수 있다. 화학 및 미세구조물 설계를 사용하여 DBTT를 저하시키고 약 25mm(1인치) 이상인 단면 두께에 대한 두꺼운 단면 용량을 제공한다. 이들 신규한 강은 바람직하게는 니켈 함량이 약 3중량% 미만이고, 인장 강도가 약 830MPa(120ksi), 바람직하게는 약 860MPa(125ksi), 보다 바람직하게는 약 900MPa(130ksi), 이보다 더 바람직하게는 약 1000MPa(145ksi)를 초과하며, 가로 방향으로의 기재 금속에 대한 연성 내지 취성 전이 온도(DBTT)가 약 -62°C(-80°F) 미만, 바람직하게는 약 -73°C(-100°F) 미만, 보다 바람직하게는 약 -100°C(-150°F) 미만, 이보다 더 바람직하게는 약 -123°C(-190°F) 미만이고, DBTT에서 탁월한 인성을 제공한다. 이들 신규한 강은 인장 강도가 약 930MPa(135ksi) 초과, 약 965MPa(140ksi) 초과 또는 약 1000MPa(145ksi) 초과이다. 이들 강의 니켈 함량은 용접 후 성능을 향상시키고 자 하는 경우에 약 3중량%보다 높게 증가시킬 수 있다. 니켈을 1중량%씩 첨가할 때마다, 강의 DBTT가 약 10°C(18°F)씩 저하되는 것으로 기대된다. 니켈 함량은 바람직하게는 9중량% 미만, 보다 바람직하게는 약 6중량% 미만이다. 바람직하게는 니켈 함량을 최소화하여 강의 비용을 최소화한다.

위에서 본 발명을 하나 이상의 바람직한 양태의 견지에서 기재하였지만, 본 발명의 범주에서 벗어나지 않으면서 달리 변형할 수 있는 것으로 이해해야 하며, 이는 이후의 청구의 범위에 기재되어 있다.

#### 용어 설명

$A_{C1}$  변형 온도: 오스테나이트가 가열 동안 형성되기 시작하는 온도;

$A_{C3}$  변형 온도: 페라이트에서 오스테나이트로의 변형이 가열 동안 완결되는 온도;

AF: 침상 페라이트;

$Al_2O_3$ : 산화알루미늄;

$A_{r1}$  변형 온도: 오스테나이트에서 페라이트로 또는 페라이트와 시멘타이트로의 변형이 냉각 동안 완결되는 온도;

$A_{r3}$  변형 온도: 오스테나이트가 냉각 동안 페라이트로 변형되기 시작하는 온도;

BCC: 체심 입방체;

시멘타이트: 철이 풍부한 카바이드;

냉각 속도: 판 두께의 중심 또는 실질적으로 중심에서의 냉각 속도;

CRSS(임계 분열 전단 응력): 변형시 전위가 교차 슬립할 수 있는 용이성에 민감한 강도의 고유 특성, 즉 교차 슬립이 보다 용이한 강은 또한 CRSS가 낮으므로 DBTT가 낮을 수도 있다;

극저온: 약  $-40^{\circ}\text{C}$  ( $-40^{\circ}\text{F}$ ) 미만의 온도;

DBTT(연성 내지 취성 전이 온도): 구조적 강에서 두 가지 파단 유형을 나타내는데, DBTT 미만의 온도에서는 저에너지 분열(취성) 파단에 의해 파괴되는 경향이 있는 반면, DBTT 이상의 온도에서는 고에너지 연성 파단에 의해 파괴되는 경향이 있음;

변형 페라이트(DP): 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 상호임계 노출 동안 오스테나이트로부터 형성되고, 형성에 이어 열간 압연으로 인해 변형되는 페라이트;

이중상: 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 두 가지 이상의 상;

DUB: 변질된 고급 베이나이트;

유효 과립 크기: 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 각각 본 발명에 따라 TMCP에서 압연 완결시의 평균 오스테나이트 판 케이크 두께와 오스테나이트 판 케이크의 세분화 라스 마르텐사이트 및/또는 세분화 저급 베이나이트 또는 FGB의 펙킷으로의 변형 완결시의 평균 펙킷 폭 또는 평균 입자 크기를 각각 의미한다;

필수적으로: 거의 100용적%;

FCC: 면심 입방체;

FGB(세립상 베이나이트): 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 베이나이트 페라이트 약 60 내지 약 95용적% 및 라스 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트와의 혼합물의 분산 입자 약 5 내지 약 40용적%를 포함하는 응집체;

과립: 다결정성 물질에서의 개별 결정;

과립 경계면: 하나의 결정학적 배향으로부터 다른 결정학적 배향으로의 전이에 상응하는 금속내 좁은 영역으로서, 이로써 하나의 과립을 다른 과립과 구분한다;

HAZ: 열 영향부;

HIC: 수소 유도 균열;

넓은 각도 경계면 또는 계면: 넓은 각도 과립 경계면처럼 효과적으로 작용하는, 즉 진행되는 균열 또는 파단을 편향시켜 파단 경로에서 비틀림을 유도하는 경계면 또는 계면;

넓은 각도 과립 경계면: 결정학적 배향이 약  $8^{\circ}$  이상 상이한 두개의 인접한 과립을 구분하는 과립 경계면;

HSLA: 고강도 저합금;

상호임계 재가열: 대략  $Ac_1$  변형 온도 내지 대략  $Ac_3$  변형 온도로 가열(또는 재가열);

상호임계 온도 범위: 가열시에는 대략  $Ac_1$  변형 온도 내지 대략  $Ac_3$  변형 온도이고, 냉각시에는 대략  $Ac_3$  변형 온도 내지 대략  $Ac_1$  변형 온도;

저합금 강: 철과 약 10중량% 미만의 총 합금 첨가물을 함유하는 강;

저열 유입 용접: 약 2.5kJ/mm(7.6kJ/in) 이하의 아크 에너지를 사용한 용접;

MA: 마르텐사이트-오스테나이트;

평균 슬립 거리: 효과적인 과립 크기;

소량: 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 약 50용적% 미만의 양을 의미함;

$M_s$  변형 온도: 오스테나이트가 냉각 동안 마르텐사이트로 변형하기 시작하는 온도;

$N_c$ :  $\{N_c = 12.0 * C + Mn + 0.8 * Cr + 0.15 * (Ni + Cu) + 0.4 * Si + 2.0 * V + 0.7 * Nb + 1.5 * Mo\}$ 와 같이 강의 화학적 조성(여기서, C, Mn, Cr, Ni, Cu, Si, V, Nb, Mo는 강 중 이들 각각의 중량%를 나타낸다)으로 정의되는 인자;

PF: 다각형 페라이트;

주요/주된: 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 약 50용적% 이상의 함량을 의미함;

이전 오스테나이트 과립 크기: 오스테나이트가 재결정화되지 않는 온도 범위내에서 압연하기 이전에 열간 압연된 강판에서의 평균 오스테나이트 과립 크기;

급냉: 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 공기 냉각과는 반대로, 강의 냉각 속도를 증가시키는 경향이 있도록 선택된 유체를 사용함으로써 임의의 수단으로 가속화된 냉각;

급냉 중지 온도(QST): 판의 중간 두께로부터 전달된 열로 인해, 급냉 종료 후에 판의 표면에 도달한 최고 또는 실질적으로 최고인 온도;

RA: 잔류 오스테나이트;

슬랩: 임의 치수의 강 조각;

**$S_v$** : 강판에서 단위 용적당 각도가 넓은 경계면의 총 계면 면적;

인장 강도: 인장 시험에서, 최초 단면적에 대한 최대 하중의 비;

두꺼운 단면 용량: 특히 약 25mm(1in) 이상의 두께에서 목적하는 미세구조물 및 특성(예: 강도 및 인성)을 실질적으로 제공하는 성능;

두께 관통 방향: 압연 평면에 수직인 방향;

TiC: 탄화티탄;

Tin: 질화티탄;

$T_{nr}$  온도: 이의 미만에서는 오스테나이트가 재결정화되지 않는 온도;

TMCP: 열기계 제어 압연 공정;

가로 방향: 압연 평면에 존재하되 판 압연 방향에 수직인 방향;

삼중상: 본 발명의 기재시 사용된 바와 같이, 세 개 이상의 상;

UB: 고급 베이나이트;

VAR: 진공 아크 재용융;

VIM: 진공 유도 용융.

## 도면의 간단한 설명

본 발명의 이점은 아래의 상세한 설명과 첨부된 도면을 참조하여 보다 용이하게 이해될 수 있다.

도 1은 본 발명의 삼중상 미세복합 구조물에서의 비틀림 균열 경로를 도시한 도면이다.

도 2A는 본 발명에 따라 재가열한 후의 강 슬랩에서의 오스테나이트 과립 크기를 도시한 도면이다.

도 2B는 본 발명에 따라, 오스테나이트가 재결정화되는 온도 범위에서 열간 압연한 후, 오스테나이트가 재결정화되지 않는 온도 범위에서 열간 압연하기 이전의 강 슬랩에서의 이전 오스테나이트 과립 크기(용어 설명 참조)를 도시한 도면이다.

도 2C는 본 발명에 따르는 열기계 제어 압연 공정(TMCP)의 완료시, 두께 관통 방향으로의 과립 크기가 매우 미세하게 유효한, 강판의 오스테나이트의 신장된 팬케익형 과립 구조를 도시한 도면이다.

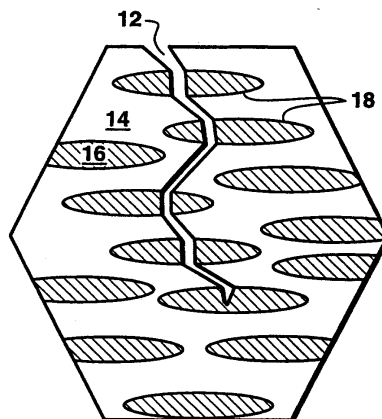
도 3은 본 발명에 따르는 강에서의 삼중상 미세구조물을 나타내는 투과 전자 현미경 사진 샘플이다.

도 4는 본 발명에 따르는 강에서의 FGB 미세구조물의 투과 전자 현미경 사진이다.

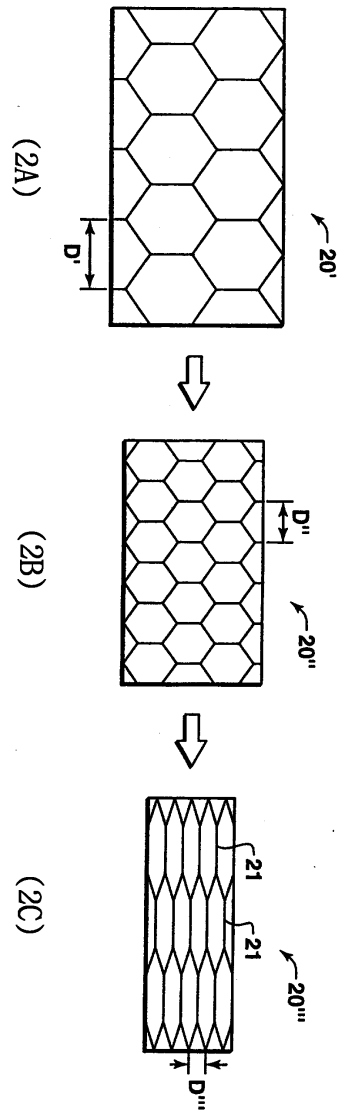
본 발명을 바람직한 양태와 관련하여 기재할 것이나, 본 발명이 이로써 제한되지는 않음을 이해해야 것이다. 한편, 본 발명은 첨부된 청구의 범위에서 정의한 발명의 취지 및 범주 내에 포함될 수 있는 모든 대체물, 변형물 및 등가물을 포함하고자 한다.

## 도면

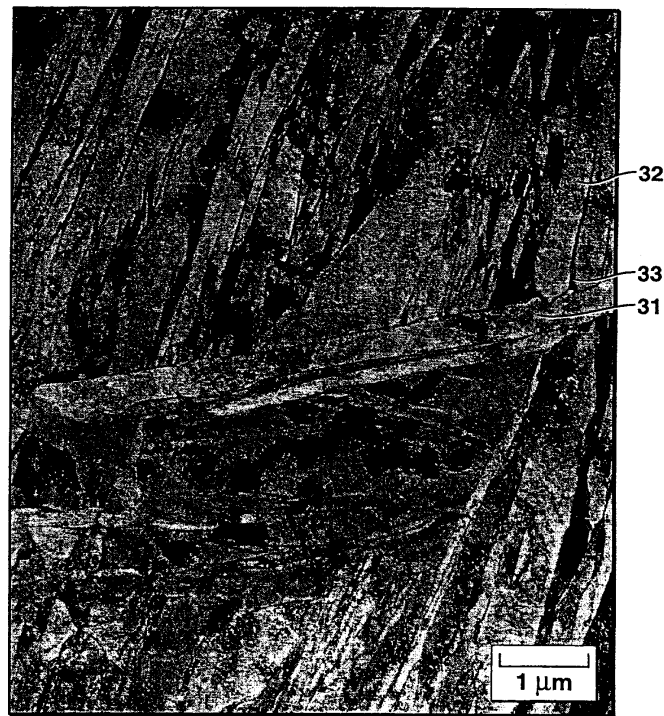
도면1



도면2



도면3



도면4

