(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2023-0032300
(43) 공개일자 2023년03월07일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/22 (2006.01) *C21D 1/18* (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) *C22C 38/24* (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/22 (2013.01)
C21D 1/18 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2021-0114976
(22) 출원일자 2021년08월30일
심사청구일자 없음

(71) 출원인
한국재료연구원
경상남도 창원시 성산구 창원대로 797 (상남동)
(72) 발명자
이창훈
경상남도 창원시 성산구 원이대로 449 노블파크아파트
문준오
경상남도 창원시 성산구 원이대로 449, 노블파크아파트
(74) 대리인
특허법인(유한) 대아

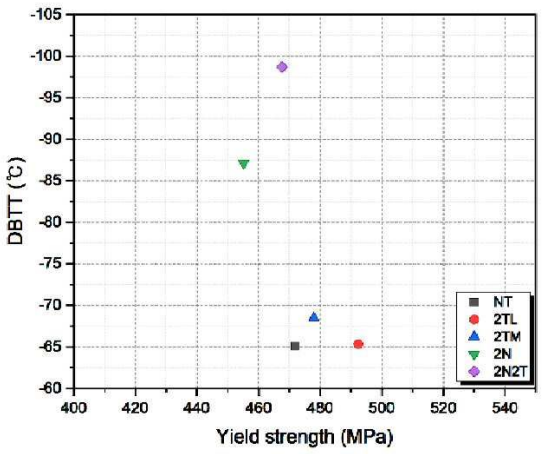
전체 청구항 수 : 총 11 항

(54) 발명의 명칭 **저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

본 발명은 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 및 그 제조 방법에 관한 것으로, 본 발명의 일 실시예에 따른 고방사 합금은 중량 %로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 면적 분율이 1.4% 이상인 것을 특징으로 한다.

대 표 도 - 도7



(52) CPC특허분류
C21D 8/0226 (2013.01)
C22C 38/24 (2013.01)
C22C 38/28 (2013.01)

이 발명을 지원한 국가연구개발사업

과제고유번호	1711139402
과제번호	PNK7390
부처명	과학기술정보통신부
과제관리(전문)기관명	국가과학기술연구회
연구사업명	한국재료연구원 운영비지원사업
연구과제명	조사저항성 및 크리프특성이 우수한 핵융합로 구조용 저방사화 철강소재 개발(3/3)
기 여 율	1/1
과제수행기관명	한국재료연구원
연구기간	2021.01.01 ~ 2021.12.31

명 세 서

청구범위

청구항 1

중량 %로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고,

MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 면적 분율이 1.4% 이상인,

저방사 강재.

청구항 2

제1항에 있어서,

상기 강재는 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 성분의 탄화물을 추가로 포함하고,

상기 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 성분의 탄화물의 최대 크기는 350㎛ 이하인,

저방사 강재.

청구항 3

제1항에 있어서,

상기 강재는 샤피 테스트법에 의해 측정된 연성-취성 천이 온도(DBTT)가 -80℃ 이하인,

저방사 강재.

청구항 4

(a) 중량 %로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강재를 열간압연하는 단계;

(b) 상기 열간압연된 강재를 2단계 노멀라이징하는 단계;

(c) 상기 노멀라이징 처리된 강재를 상온까지 냉각시키는 단계; 및

(d) 상기 냉각된 강재를 템퍼링하는 단계;

를 포함하는 저방사 강재 제조 방법.

청구항 5

제4항에 있어서,

상기 2단계 노멀라이징하는 단계에서 제1 노멀라이징 단계의 노멀라이징 온도보다 제2 노멀라이징 단계의 노멀라이징 온도가 낮은,

저방사 강재 제조 방법.

청구항 6

제5항에 있어서,

상기 제2 노멀라이징 단계는 850 ~ 950℃에서 0.5 ~ 2시간 동안 수행되는,

저방사 강재 제조 방법.

청구항 7

제4항에 있어서,

상기 템퍼링하는 단계는 2단계 템퍼링하는 단계인,

저방사 강재 제조 방법.

청구항 8

제7항에 있어서,

상기 2단계 템퍼링하는 단계에서 제1 템퍼링 단계의 템퍼링 온도는 제2 템퍼링 단계의 템퍼링 온도보다 낮은,

저방사 강재 제조 방법.

청구항 9

제8항에 있어서,

상기 제1 템퍼링 단계는 150 ~ 500℃에서 1 ~ 3시간 동안 수행되는,

저방사 강재 제조 방법.

청구항 10

제8항에 있어서,

상기 제2 템퍼링 단계는 640 ~ 780℃에서 1 ~ 3시간 동안 수행되는,

저방사 강재 제조 방법.

청구항 11

제4항에 있어서,

상기 템퍼링 단계는 640 ~ 780℃에서 1 ~ 3시간 동안 수행되는,

저방사 강재 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은 기지조직 내에 존재하는 탄화물의 크기 및 분율을 제어함으로써 파괴 강도 및 저온파괴 특성(DBTT, ductile brittle transition temperature)을 향상시킨 저방사 강재 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] 저방사 강(reduced activation ferrite martensite steel)은 고속증식로나 저온핵융합로에 적용되는 소재이다.

[0003] 상기 저방사 강은 핵반응에 의한 중성자 조사(irradiation)에 의해 소재 자체가 퇴화 또는 손상되기 쉽다.

[0004] 따라서 최근 들어 종래의 8 ~ 13 중량% 크롬 페라이트계 합금의 중요한 강화원소들 가운데 중성자 조사에 의해 손상되기 쉬운 몰리브덴, 니오븀을 대체하고자 하는 시도들이 있어 왔다.

[0005] 그 결과 중성자 조사에 의해 손상되기 쉬운 몰리브덴, 니오븀 성분들을 각각 텅스텐, 탄탈륨 등으로 대체하고, 니켈의 일부를 망간, 코발트 등으로 대체한 상태에서 상온강도, 충격인성 및 크립 강도를 동시에 만족시킬 수 있도록 하는 저방사 강 합금계가 보고되고 있다.

[0006] 한편 최근의 저방사 강 합금들 역시 중성자 조사에 의해 기계적 특성, 특히 저온 충격특성이 저하됨으로써 취화(embrittlement)되는 것으로 알려져 있다.

[0007] 특히 저온 충격특성이 나빠지면 저방사 강의 연성-취성 천이 온도(ductile-brittle transition temperature, DBTT)가 증가하게 된다.

[0008] 통상적으로 데모급 핵융합로 구조재의 최저 가용온도가 약 250℃ 정도인 점을 감안하면, 중성자 조사된 저방사 강의 DBTT는 200℃를 넘지 않아야 하는 것으로 알려져 있다.

[0009] 그러나 최근에 개발된 저방사 강 합금들 중 일부는 중성자 조사가 많이 진행된 경우 DBTT가 200℃에 육박하는 것으로 보고되고 있다.

[0010] 따라서 파괴 특성, 특히 저온 충격특성이 개선된 저방사 강의 개발이 필요한 실정이다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0011] 본 발명의 목적은 저온 충격특성이 개선된 저방사 강재 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

[0012] 구체적으로 본 발명의 목적은 재료의 미세조직 제어를 통해 저온 충격특성이 개선된 저방사 강재 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

[0013] 보다 구체적으로 본 발명의 목적은 석출물 및 탄화물의 크기 및 분율 제어를 통해 저온 충격특성이 개선된 저방사 강재 및 그 제조 방법을 제공하는 것이다.

[0014] 나아가 본 발명은 새로운 열처리 조건을 적용하여 석출물 및 탄화물의 크기 및 분율 제어를 통한 재료의 저온 충격특성을 향상시킬 수 있는 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

[0015] 상기의 목적을 달성하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 저방사 강재는 중량 %로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하고, MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 면적 분율이 1.4% 이상인 것을 특징으로 한다.

[0017] 상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 일 실시예에 따른 저방사 강재 제조 방법은 (a) 중량 %로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강재를 열간압연하는 단계; (b) 상기 열간압연된 강재를 2단계 노멀라이징하는 단계; (c) 상기 노멀라이징 처리된 강재를 상온까지 냉각시키는 단계; 및 (d) 상기 냉각된 강재를 템퍼링하는 단계;를 포함하는 것을 특징으로 한다.

발명의 효과

[0018] 본 발명에 의하면 저방사 강재에 포함되는 석출물 및 탄화물의 상분율 및 크기를 효과적으로 제어할 수 있는 장점이 있다.

[0019] 구체적으로 본 발명에 의하면 MX (M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 석출을 극대화하고, $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 성

분의 조대한 탄화물들의 상분율 및 크기를 최소화한 저방사 강제를 구현할 수 있다.

[0020] 또한 본 발명에 의하면 저방사 강재의 다른 기계적 특성의 저하를 수반하지 않고 저온 파괴특성을 향상시킨 저방사 강재를 제공할 수 있다.

[0021] 또한 본 발명에 의하면 미세조직 내의 석출물 및 탄화물의 상분율 및 크기를 제어하여 저온 파괴특성이 우수한 저방사 합금의 제조 방법을 제공할 수 있다.

[0022] 상술한 효과와 더불어 본 발명의 구체적인 효과는 이하 발명을 실시하기 위한 구체적인 사항을 설명하면서 함께 기술한다.

도면의 간단한 설명

[0023] 도 1은 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 제조 방법을 나타낸 공정 순서도이다.

도 2는 본 발명의 하나의 실시예에 따른 C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 저방사 강재의 온도에 따른 석출물 및 탄화물들의 열역학적 상분율을 계산한 것이다.

도 3은 본 발명의 비교예 1(a, b)과 실시예 3(c, d) 저방사 강재의 노멀라이징 후에 관찰된 미세조직을 도시한다.

도 4는 본 발명의 비교예 1(a, b), 실시예 1(c, d), 실시예 2(e, f), 실시예 3(g, h) 및 실시예 4(i, j) 저방사 강재의 최종 템퍼링 후의 미세조직을 도시한다.

도 5는 본 발명의 비교예 1 및 실시예 1 내지 4 저방사 강재의 인장특성을 도시한다.

도 6은 본 발명의 비교예 1 및 실시예 1 내지 4 저방사 강재의 샤피(Charpy) 충격특성을 도시한다.

도 7은 본 발명의 비교예 1 및 실시예 1 내지 4 저방사 강재의 항복 강도와 연성-취성 천이 온도(DBTT) 관계를 도시한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0024] 이하, 도면을 참조하여 본 발명의 실시예에 대하여 본 발명이 속하는 기술 분야에서 통상의 지식을 가진 자가 용이하게 실시할 수 있도록 상세히 설명한다. 본 발명은 여러 가지 상이한 형태로 구현될 수 있으며 여기에서 설명하는 실시예에 한정되지 않는다.

[0025] 본 발명을 명확하게 설명하기 위해서 설명과 관계없는 부분은 생략하였으며, 명세서 전체를 통하여 동일 또는 유사한 구성요소에 대해서는 동일한 참조 부호를 붙이도록 한다. 또한, 본 발명의 일부 실시예들을 예시적인 도면을 참조하여 상세하게 설명한다. 각 도면의 구성요소들에 참조부호를 부가함에 있어서, 동일한 구성요소들에 대해서는 비록 다른 도면상에 표시되더라도 가능한 한 동일한 부호를 가질 수 있다. 또한, 본 발명을 설명함에 있어, 관련된 공지 구성 또는 기능에 대한 구체적인 설명이 본 발명의 요지를 흐릴 수 있다고 판단되는 경우에는 그 상세한 설명은 생략할 수 있다.

[0026] 본 발명의 구성 요소를 설명하는 데 있어서, 제 1, 제 2, A, B, (a), (b) 등의 용어를 사용할 수 있다. 이러한 용어는 그 구성 요소를 다른 구성요소와 구별하기 위한 것일 뿐, 그 용어에 의해 해당 구성 요소의 본질, 차례, 순서 또는 개수 등이 한정되지 않는다. 어떤 구성 요소가 다른 구성요소에 "연결", "결합" 또는 "접속"된다고 기재된 경우, 그 구성 요소는 그 다른 구성요소에 직접적으로 연결되거나 또는 접속될 수 있지만, 각 구성 요소 사이에 다른 구성 요소가 "개재"되거나, 각 구성 요소가 다른 구성 요소를 통해 "연결", "결합" 또는 "접속"될 수도 있다고 이해되어야 할 것이다.

[0027] 이하 첨부된 도면을 참조하여 본 발명의 바람직한 실시예에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 및 그 제조 방법에 관하여 상세히 설명하면 다음과 같다.

[0029] **저방사 강재**

[0030] 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재는 연성-취성 천이 온도(DBTT)를 -80℃ 이하로 낮출 수 있어, 극저온에서도 우수한 충격인성을 확보할 수 있다.

[0031] 이를 위해, 본 발명의 실시예에 따른 인장강도 및 충격인성이 우수한 Ti-Ta 함유 저방사 강재는 중량%로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함할 수 있다.

[0032] 또한, 상기 강재는 최종 미세조직이 템퍼드 마르텐사이트 조직을 가지되, 마르텐사이트 조직 내에는 MX (M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물 및 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물이 석출되어 있다.

[0033] 특히 상기 강재의 상기 탄화물들은 제어된 크기 및 분율을 가지고 석출되어 있다.

[0034] 또한, 상기 강재에는 중량%로 Al : 0.1% 이하, P : 0.05% 이하 및 S : 0.05% 이하 중 1종 이상이 더 포함되어 있을 수 있다.

[0036] 이하, 본 발명에 따른 Ti-Ta 함유 저방사 강재에 포함되는 각 성분의 역할 및 그 함량에 대하여 설명하면 다음과 같다.

[0038] 탄소(C)

[0039] 탄소(C)는 오스테나이트 안정화 원소이면서, 강 중에 과포화되어 퀜칭(quenching), 템퍼링(tempering) 혹은 사용 도중 크롬, 바나듐, 텅스텐 등의 원소와 결합하여 석출물을 생성하여 강재의 강도를 향상시킨다. 또한, 탄소(C)는 상온 및 고온 강도, 용접성, 성형성 등에 큰 영향을 미치게 된다.

[0040] 상기 탄소(C)는 본 발명에 따른 Ti-Ta 함유 저방사 강재 전체 중량의 0.05 ~ 0.20 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 범위로는 0.05 ~ 0.15 중량%를 제시할 수 있다.

[0041] 탄소(C)의 첨가량이 0.05 중량% 미만일 경우에는 기계적 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0042] 반대로, 탄소(C)의 첨가량이 0.20 중량%를 초과할 경우에는 용접성 및 성형성이 저하되고, 인성을 떨어뜨리는 원인이 된다.

[0044] 실리콘(Si)

[0045] 실리콘(Si)은 강력한 페라이트 안정화 원소이며, 알루미늄(Al)과 함께 탈산제로 사용된다. 이러한 실리콘(Si)은 델타 페라이트의 생성을 촉진시킬 뿐 만 아니라, 라베스 상(Fe_2W)과 탄화물 석출량을 높이고 응집 조대화를 조장하기 때문에 크립취성을 유발시킨다. 따라서, 탈산 및 인성의 관점에서 실리콘(Si)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 0.5 중량% 이하의 함량비로 제한하는 것이 바람직하다.

[0047] 망간(Mn)

[0048] 망간(Mn)은 오스테나이트 안정화 원소로서, 고용강화 효과를 가진다.

[0049] 상기 망간(Mn)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 0.1 ~ 1.5 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 범위로는 0.3 ~ 0.5 중량%를 제시할 수 있다.

[0050] 망간(Mn)의 첨가량이 0.1 중량% 미만일 경우에는 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0051] 반대로, 망간(Mn)의 첨가량이 1.5 중량%를 초과할 경우에는 강재의 용접성이 저하될 수 있다.

[0053] 크롬(Cr)

[0054] 크롬(Cr)은 페라이트 안정화 원소로서, 내산화성, 내부식성 및 크립 강도를 동시에 필요로 하는 고온, 고압부위에 사용되는 재료에서 필수적인 원소이다.

[0055] 상기 크롬(Cr)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 8 ~ 12 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 범위로는 8.5 ~ 9.5 중량%를 제시할 수 있다.

[0056] 크롬(Cr)의 첨가량이 8 중량% 미만일 경우에는 강재의 내산화성과 내식성이 나빠질 수 있다.

[0057] 반대로, 크롬(Cr)의 첨가량이 12 중량%를 초과할 경우에는 델타 페라이트 형성으로 인하여 강재의 강도 및 인성이 저하될 수 있다.

[0059] 텅스텐(W)

[0060] 텅스텐(W)은 철기지 속에 고용되어 철 원자의 확산을 방해하기 때문에 전위조직의 회복 및 재결정 속도를 지연시키는 효과가 있으며, 동시에 $M_{23}C_6$형 탄화물에 일부 고용되어 탄화물의 성장속도를 낮추는 역할을 하기 때문에 크립강도 향상에 효과적이다.

[0061] 그러나 텅스텐(W)은 강력한 페라이트 안정화 원소이기 때문에 첨가량이 많아지면 크롬 당량을 크게 높여 델타 페라이트의 생성을 억제하기 어려우며, 또한 성장속도가 빠른 라베스 상(Fe_2W)과 M_6C 상을 생성하여 크립 강도를 낮추고 크립 취성을 유발시킨다.

[0062] 따라서 본 발명에서는 텅스텐(W)의 첨가효과를 얻기 위하여 최소 0.5 중량% 이상 첨가하는 것이 바람직하고, 또한 인성 및 장시간의 크립 강도를 확보를 위하여 2.5 중량% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

[0064] 바나듐(V)

[0065] 바나듐(V)은 페라이트 안정화 원소이며, 탄화물 생성 경향이 아주 강하여 강 중의 고용 탄소 및 질소와 결합하여 V(C,N) 혹은 $V_4(C,N)_3$형 탄질화물을 형성하여 크립강도를 크게 높이는 역할은 한다.

[0066] 상기 바나듐(V)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 0.05 ~ 0.5 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 범위로는 0.2 ~ 0.3 중량%를 제시할 수 있다.

[0067] 바나듐(V)의 첨가량이 0.05 중량% 미만일 경우에는 목표로 하는 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0068] 반대로, 바나듐(V)의 첨가량이 0.5 중량%를 초과할 경우에는 생성되는 조대한 탄질화물이 기지조직과의 정합성을 상실하게 되어 강재의 인성을 저하시키는 문제가 있다.

[0070] 탄탈륨(Ta)

[0071] 탄탈륨(Ta)은 석출물의 형성을 통한 석출 강화를 도모하여 인장강도를 향상시킴과 동시에 충격인성을 향상시키는 역할을 한다.

[0072] 상기 탄탈륨(Ta)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 0.01 ~ 0.20 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 범위로는 0.03 ~ 0.15중량%를 제시할 수 있다.

[0073] 탄탈륨(Ta)의 첨가량이 0.01 중량% 미만일 경우에는 그 첨가량이 불충분하여 석출 강화 효과를 제대로 발휘하기 어렵다.

[0074] 반대로 탄탈륨(Ta)의 첨가량이 0.20 중량%를 초과할 경우에는 복합 석출로 인한 탄질화물의 조대화로 인성이 하락할 수 있다.

[0076] 티타늄(Ti)

[0077] 티타늄(Ti)은 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물와 같은 나노사이즈의 미세한 Ta-Ti계 석출물을 형성하여 강재의 인장강도를 향상시킴과 동시에 인성을 향상시키는 역할을 한다.

[0078] 상기 티타늄(Ti)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 0.005 ~ 0.04 중량%의 함량비로 첨가되는 것이 바람직하며, 보다 바람직한 범위로는 0.01 ~ 0.03 중량%를 제시할 수 있다.

[0079] 티타늄(Ti)의 첨가량이 0.005 중량% 미만일 경우에는 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0080] 반대로 티타늄(Ti)의 첨가량이 0.04 중량%를 초과할 경우에는 조대 탄질화물의 형성으로 강재의 인성이 저하될

수 있다.

[0082] 알루미늄(Al)

[0083] 알루미늄(Al)은 페라이트 안정화 원소로서, 본 발명에서는 탈산제로 사용된다.

[0084] 알루미늄(Al)은 연성에는 큰 영향을 미치지 않지만, 적정 함량 이상 잔류하면 강 중의 고용질소를 알루미늄나이트라이드(AlN) 생성으로 모두 소모하여 V(C,N) 등의 탄질화물 생성을 어렵게 하므로 장시간 크립 강도를 낮춘다.

[0085] 따라서 알루미늄(Al)은 본 발명에 따른 Ti-Ta 함유 저방사 강재 전체 중량의 0.1 중량% 이하의 함량비로 제한하는 것이 바람직하다.

[0087] 인(P), 황(S)

[0088] 인(P)과 황(S)은 철 속에 불가피하게 존재하는 불순물로서 함량이 많으면 입계취하를 유발하여 인성, 크립 강도 등에 유해하다.

[0089] 따라서 인(P) 및 황(S)은 본 발명에 따른 저방사 강재 전체 중량의 0.05 중량% 이하로 각각 제한하는 것이 바람직하다.

[0091] **저방사 강재 제조 방법**

[0092] 도 1은 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 제조 방법을 나타낸 공정 순서도이다.

[0093] 도 1을 참조하면, 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 제조 방법은 열간압연 단계(S110), 노멀라이징 단계(S120), 냉각 단계(S130) 및 템퍼링 단계(S140)를 포함한다.

[0095] 열간압연(S110)

[0096] 열간압연 단계(S110)에서는 중량%로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 강재를 열간압연한다. 이때, 강재에는 중량%로 Al : 0.1% 이하, P : 0.05% 이하 및 S : 0.05% 이하 중 1종 이상이 더 포함되어 있을 수 있다.

[0097] 이러한 열간압연 단계(S110) 이전에는 상기의 조성을 갖는 강을 용해한 후, 주조하고 재가열하는 단계가 선행될 수 있으나, 이에 제한되는 것은 아니다.

[0098] 본 단계에서, 열간압연은 통상의 열간압연 방법이 이용될 수 있고, 열갑압연된 강재는 소망하는 최종 두께로 압연될 수 있다.

[0100] 노멀라이징(S120)

[0101] 일반적으로 노멀라이징 공정은 강재의 미세조직을 오스테나이트화 함으로써 후속 냉각 단계를 통해 마르텐사이트 미세조직을 효과적으로 얻을 수 있도록 하는 공정이다.

[0102] 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 제조 방법에서의 노멀라이징 단계(S120)에서는 열간압연된 강재를 2 단계로 노멀라이징(double normalizing)(S120)하는 것을 하나의 기술적 특징으로 한다.

[0103] 나아가 이 때 상기 2 단계 노멀라이징 공정 중 제1 노멀라이징 공정 온도보다 제2 노멀라이징 공정 온도가 더 낮은 것을 다른 하나의 기술적 특징으로 한다.

[0104] 상기 2 단계 노멀라이징 공정은 본 발명의 저방사 강재 내에 존재하는 탄화물들(carbides) 가운데 상대적으로 크기가 미세한 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물 조성의 석출물의 상분율을 증가시켜 $M_{23}C_6$ 성분의 탄화물의 상

분율과 크기를 감소시킬 수 있다.

[0105] 도 2는 본 발명의 하나의 실시예에 따른 C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 저방사 강재의 온도에 따른 탄화물들의 열역학적 상분율을 계산한 것이다.

[0106] 도 2에서 도시하는 바와 같이, 상기 저방사 강재는 석출물로써 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물과 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 성분의 탄화물이 존재한다.

[0107] 이 때, 상기 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물은 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 성분의 탄화물보다 고온에서 석출된다. 이에 더하여 상기 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율은 1200℃ 부근의 온도로부터 온도가 내려갈수록 증가한다. 이후 상기 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율은 대략 900℃ 근처의 온도에서 최대치를 보인 후, 다시 온도가 내려갈수록 상분율은 서서히 감소한다.

[0108] 본 발명에서는 상기 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율의 온도에 따른 경향을 이용하여 본 발명의 저방사 강재 내의 탄화물들의 분율 및 크기를 제어하였다.

[0109] 우선 본 발명에서는 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 석출량을 극대화하고자 하고자 2 단계 노멀라이징(double normalizing) 공정을 적용하였다.

[0110] 이 때 제1 노멀라이징 공정보다 제2 노멀라이징 공정 온도를 더 낮춤으로써 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율을 극대화하였다.

[0111] 이와 같이 2 단계 노멀라이징 공정을 통해 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율이 극대화되면, 기지 내의 탄소(C)의 양은 최소화된다.

[0112] 그 결과 후속 열처리 시에 석출되는 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 상분율은 기지 내의 탄소의 고갈로 인해 크게 감소하게 된다.

[0113] 나아가 상기 제2 노멀라이징 공정 온도가 제1 노멀라이징 공정 온도보다 낮아짐으로써 노멀라이징 공정 시 기지상인 오스테나이트의 결정립의 조대화가 억제된다.

[0114] 따라서 후속 냉각 시 오스테나이트로부터 변태된 마르텐사이트의 입계 및 패킷 사이에 존재하는 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 크기도 작아진다.

[0115] 상기와 같은 2단계 노멀라이징 공정에 의해, 본 발명의 저방사 강재 내의 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물은 상분율이 감소하고 크기도 줄어들게 된다.

[0116] 일반적으로 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물은 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물 대비 크기가 대략 1 order 정도 크다.

[0117] 이와 같이 조대한 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물은 강재의 파괴 특성에 악영향을 미치는 것으로 알려져 있다.

[0118] 왜냐하면 조대한 개재물(inclusion)은 재료의 파괴시 크랙(crack)의 발생원(initiator)로 작용하기 때문이다.

[0119] 따라서 본 발명에서 적용한 2 단계 노멀라이징 공정은 조대한 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 상분율 및 크기를 감소시키게 되고, 그 결과 본 발명의 저방사 강재의 저온 충격특성을 향상시키는 효과를 가지게 된다.

[0120] 상기 제1 노멀라이징 단계(S120-1)에서는 열간압연된 강재를 900 ~ 1,100℃에서 0.5 ~ 2시간 동안 노멀라이징한다.

[0121] 상기 제1 노멀라이징 열처리 온도가 900℃미만일 경우에는 고용 용질 원소들의 재고용이 어려워 강도 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0122] 반대로, 제1 노멀라이징 열처리 온도가 1,100℃를 초과할 경우에는 결정립의 성장에 의해 조대립의 발생으로 인성이 저하될 수 있으며, 델타 페라이트가 생성되어 강도 및 인성이 함께 악화될 수 있다.

[0123] 또한, 제1 노말라이징 처리 시간이 30분 미만일 경우에는 오스테나이트화가 부족할 수 있을 뿐만 아니라 탄질화

물의 용해가 미흡할 수 있다.

[0124] 반대로, 제1 노멀라이징 처리 시간이 2시간을 초과할 경우에는 결정립의 조대화로 인성이 저하될 수 있다.

[0125] 한편 제2 노멀라이징 단계(S120-2)에서는 열간압연된 강재를 850 ~ 950℃에서 0.5 ~ 2시간 동안 노멀라이징한다.

[0126] 상기 제2 노멀라이징 열처리 온도가 850℃미만일 경우에는 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율이 낮아질 수 있다.

[0127] 반대로, 제2 노멀라이징 열처리 온도가 950℃를 초과할 경우에는 결정립의 성장에 의해 조대립의 발생으로 인성이 저하될 수 있으며, MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율이 낮아질 수 있다.

[0128] 또한, 제2 노말라이징 처리 시간이 30분 미만일 경우에는 오스테나이트화가 부족할 수 있을 뿐만 아니라 탄질화물의 용해가 미흡할 수 있다.

[0129] 반대로, 제2 노멀라이징 처리 시간이 2시간을 초과할 경우에는 결정립의 조대화로 인성이 저하될 수 있다.

[0131] 냉각(S130)

[0132] 냉각 단계(S130)에서는 노멀라이징 처리된 강재를 상온까지 냉각시킨다.

[0133] 본 단계에서 노멀라이징 처리된 강재는 수냉 방식으로 냉각 처리되어 마르텐사이트 조직으로 변태된다. 본 발명에서의 냉각 처리는 특별히 그 요건을 제한하지 않으며, 통상적인 수냉을 비롯한 냉각 처리 방법이라면 적용이 가능하다.

[0135] 템퍼링(S140)

[0136] 템퍼링 공정(S140)은 노말라이징 처리로 형성된 마르텐사이트 조직을 템퍼링 처리를 통하여 템퍼드 마르텐사이트 조직을 만들어 강재의 인성을 확보할 수 있게 한다.

[0137] 이를 위해 종래의 저방사 강재에서는 냉각된 강재를 통상적으로 600℃ 이상의 온도에서 1단계 템퍼링한다.

[0138] 그런데 종래의 1단계 템퍼링 공정 동안, 종래의 저방사 강재 내의 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물은 마르텐사이트 기지 내의 축적된 에너지에 의해 빠른 성장이 일어나서 그 결과 더욱 조대한 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물로 성장하게 되는 문제가 있다.

[0139] 다만 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 제조 방법에서만일 템퍼링(S140) 단계 노멀라이징(S120) 단계가 2 단계로 수행되면, 상기 2 단계 노멀라이징으로 인해 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 크기가 작아져서 후속 1 단계 템퍼링 동안 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 성장이 현저하게 발생하지 않게 된다.

[0140] 이 때 1 단계의 템퍼링 단계(S140)에서는 제2 노멀라이징된 강재를 640 ~ 780℃에서 1 ~ 3시간 동안 템퍼링한다.

[0141] 제2 템퍼링 온도가 640℃미만일 경우에는 템퍼링 효과가 미미해서 인성 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0142] 반대로, 제2 템퍼링 온도가 780℃를 초과할 경우에는 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물이 조대화될 수 있을 뿐만 아니라 오스테나이트화로 역변태가 일어날 수 있다.

[0144] 또한 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 제조 방법에서의 템퍼링(S140)에서는 급냉된 강재를 2 단계로 템퍼링(double tempering)(S140)하는 것을 또 다른 하나의 기술적 특징으로 한다.

[0145] 이 때 제1 템퍼링(S140-1) 공정 온도를 제2 템퍼링(S140-2) 공정 온도보다 더 낮춤으로써 마르텐사이트 기지 내

에 존재하는 축적된 내부 에너지를 낮춤으로써 제2 템퍼링(S140-2) 공정 동안 발생할 수 있는 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 성장(growth) 구동력을 낮추어 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 성장을 억제하였다.

[0146] 이와 같이 2 단계 템퍼링 공정을 통해 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 크기를 제어하였다.

[0147] 제 1 템퍼링 단계(S140-1)에서는 냉각된 강재를 150 ~ 500℃에서 1 ~ 3시간 동안 템퍼링한다.

[0148] 제 1 템퍼링 단계의 템퍼링 온도가 150℃미만일 경우에는 마르텐 사이트 기지 내부에 축적된 에너지 제거 효과가 미미해서 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 성장 억제에 어려움이 따를 수 있다.

[0149] 반대로, 제1 템퍼링 온도가 500℃를 초과할 경우에는 빠른 확산 속도로 인해 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 성장이 조장될 수 있다.

[0150] 또한, 제1 템퍼링 시간이 1시간 미만일 경우에는 마르텐사이트 기지 내부에 축적된 에너지 제거 효과가 미미해질 수 있다.

[0151] 반대로, 제1 템퍼링 시간이 3시간을 초과할 경우에는 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 조대해질 수 있다.

[0152] 제 2 템퍼링 단계(S140-2)에서는 제1 템퍼링된 강재를 640 ~ 780℃에서 1 ~ 3시간 동안 템퍼링한다.

[0153] 제2 템퍼링 온도가 640℃미만일 경우에는 템퍼링 효과가 미미해서 인성 확보에 어려움이 따를 수 있다.

[0154] 반대로, 제2 템퍼링 온도가 780℃를 초과할 경우에는 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물이 조대화될 수 있을 뿐만 아니라 오스테나이트화로 역변태가 일어날 수 있다.

[0155] 또한, 제2 템퍼링 시간이 1시간 미만일 경우에는 석출물의 석출이 부족할 수 있으며, 템퍼링 효과가 부족해서 인성에 문제가 생길 수 있다.

[0156] 반대로, 제2 템퍼링 시간이 3시간을 초과할 경우에는 석출물이 조대해질 수 있고, 템퍼링이 과함(over-tempering)으로 인해 강도 하락이 발생할 수 있다.

[0158] 상기의 과정(S110 ~ S140)으로 제조되는 본 발명에 따른 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재는 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율을 최대화하고 동시에 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 석출물의 상분율 및 크기를 최소화하여 저온 충격특성이 향상됨으로써 핵융합로에 효과적으로 사용될 수 있다.

[0159] 또한, 본 발명에 따른 방법으로 제조되는 저온 충격특성이 우수한 저방사 강재 및 그 제조 방법은 저온 충격특성이 우수하여 연료관, 압력관, 내압 플레이트 재료로 용접 및 성형작업이 가능한 장점이 있으며, 설비의 성능, 수명 및 경제성을 향상시킬 수 있는 효과가 있다.

[0161] **실시예**

[0162] 이하, 본 발명의 바람직한 실시예를 통해 본 발명의 구성 및 작용을 더욱 상세히 설명하기로 한다. 다만, 이는 본 발명의 바람직한 예시로 제시된 것이며 어떠한 의미로도 이에 의해 본 발명이 제한되는 것으로 해석될 수는 없다.

[0163] 여기에 기재되지 않은 내용은 이 기술 분야에서 숙련된 자이면 충분히 기술적으로 유추할 수 있는 것이므로 그 설명을 생략하기로 한다.

[0165] 1. 시편 제조

[0166] 표 1에 기재된 조성 및 표 2에 기재된 공정 조건으로 실시예 1 ~ 4 및 비교예 1에 따른 시편을 제조하였다.

[0168] [표 1] (단위 : 중량%)

[0169]

C	Si	Mn	Cr	W	V	Ta	Ti	N	O
0.10	0.14	0.42	9.1	0.96	0.23	0.1	0.015	0.0012	0.0075

[0171] [표 2]

[0172]

구 분	Heat Treatment	Normalizing(WQ)		Tempering(WQ)	
비교예 1 (NT)	Normalizing and Tempering(NT)	980℃, 0.5h		760℃, 1.5h	
실시예 1 (2TL)	Normalizing and Double Tempering at Low temp.(2TL)	980℃, 0.5h		200℃, 0.5h	760℃, 1.5h
실시예 2 (2TM)	Normalizing and Double Tempering at Middle temp.(2TM)	980℃, 0.5h		200℃, 0.5h	760℃, 1.5h
실시예 3 (2N)	Double Normalizing and Tempering(2N)	980℃, 0.5h	900℃, 0.5h	760℃, 1.5h	
실시예 4 (2N2T)	Double Normalizing and Double Tempering(2N)	900℃, 0.5h	900℃, 0.5h	200℃, 0.5h	760℃, 1.5h

[0174] 2. 미세조직 관찰

[0175] 도 3은 본 발명의 비교예 1(a, b)과 실시예 3(c, d) 저방사 강재의 노멀라이징 후에 관찰된 미세조직을 도시한다.

[0176] 도 3의 a, b의 비교예 1 미세조직은 결정립 내에 sub-micron 크기의 미세한 석출물들을 가진다. EDS 성분 분석 결과 도 3의 a, b 에서의 결정립 내 석출물들은 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물인 것으로 관찰되었다.

[0177] 한편 도 3의 c, d의 실시예 3 미세조직도 결정립 내에 sub-micron 크기의 미세한 석출물들을 가지며, EDS 성분 분석 결과 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물인 것으로 관찰되었다.

[0178] 도 3에서도 명확하게 제시하는 바와 같이, 실시예 3의 미세조직은 비교예 1의 미세조직보다 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물들을 더 많이 포함하는 것으로 관찰되었다.

[0179] 도 3의 미세조직 관찰결과는 도 2의 탄화물 상분율 열역학 계산과도 잘 일치한다.

[0180] 도 2 및 3의 결과는 본 발명의 저방사 강재의 제조 방법에서 채용한 2 단계 노멀라이징 공정은 강재의 미세조직 내의 미세한 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율을 증가시키는 것을 입증하는 것이라 할 수 있다.

[0182] 도 4는 본 발명의 비교예 1(a, b), 실시예 1(c, d), 실시예 2(e, f), 실시예 3(g, h) 및 실시예 4(i, j) 저방사 강재의 최종 템퍼링 후의 미세조직을 도시한다. 도 4의 미세조직에서 결정립계의 비교적 조대한 석출물이 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물이고, 내부의 미세한 석출물이 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물임을 확인하였다.

[0184] 표 3은 본 발명의 비교예 1(a, b), 실시예 1(c, d), 실시예 2(e, f), 실시예 3(g, h) 및 실시예 4(i, j) 저방사 강재의 최종 템퍼링 후의 미세조직 내에 존재하는 탄화물들의 상분율 및 크기를 정량적으로 측정한

결과이다.

[0185] 표 3의 상기 탄화물들의 정량 측정 데이터는 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 10,000 ~ 20,000 배의 배율로 저방사 강재의 여러 부분(최소 10개 이상)을 관찰한 후 상기 관찰된 이미지를 이미지 분석프로그램 (image analyzer)를 이용하여 정량화된 결과이다.

[0187] [표 3]

[0188]

Specimens	Precipitates	Mean diameter (nm)	Max. diameter (nm)	Area fraction (%)
NT	$M_{23}C_6$	133(±62)	397	10.54
2TL		133(±65)	396	8.57
2TM		131(±65)	370	8.70
2N		126(±60)	321	6.40
2N2T		121(±51)	319	6.40
NT	MX	16.5(±5.1)	35.8	0.85
2TL		16.9(±5.3)	34.6	1.19
2TM		15.7(±5.2)	35.1	1.32
2N		15.8(±5.1)	35.5	1.47
2N2T		15.8(±5.2)	35.3	1.55

[0190] 먼저 탄화물들의 상분율을 살펴보면, 본 발명의 저방사 강재의 제조 방법에서 적용한 2단계 노멀라이징 공정과 2단계 템퍼링 공정은 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율을 증가시키고 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 상분율은 감소시킴을 알 수 있다.

[0191] 한편, 상기 2단계 노멀라이징 공정과 2단계 템퍼링 공정 가운데 2단계 노멀라이징 공정이 2단계 템퍼링 공정보다 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율 증가와 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 상분율 감소에 보다 효과적인 것으로 나타났다.

[0192] 다음으로 탄화물들의 크기를 살펴보면, 본 발명의 저방사 강재의 제조 방법에서 적용한 2단계 노멀라이징 공정과 2단계 템퍼링 공정은 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 크기를 감소시킴을 알 수 있다.

[0193] 한편, 상기 2단계 노멀라이징 공정과 2단계 템퍼링 공정 가운데 2단계 노멀라이징 공정이 2단계 템퍼링 공정보다 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 크기 감소에 보다 효과적인 것으로 나타났다.

[0195] **3. 기계적 물성 평가**

[0196] 도 5는 본 발명의 비교예 1 및 실시예 1 내지 4 저방사 강재의 인장특성을 도시한다.

[0197] 도 6은 본 발명의 비교예 1 및 실시예 1 내지 4 저방사 강재의 샤피(Charpy) 충격특성을 도시한다.

[0198] 도 7은 본 발명의 비교예 1 및 실시예 1 내지 4 저방사 강재의 항복 강도와 연성-취성 천이 온도(DBTT) 관계를 도시한다.

[0199] 표 4는 상기 도 5 및 도 6의 기계적 특성 결과를 요약한 표이다.

[0201] [표 4]

[0202]

Specimens	Tensile property			Charpy impact property	
	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	DBTT (℃)	USE (J)
NT	472	616	25	-65	407
2TL	492	632	25	-65	407
2TM	478	626	26	-68	407
2N	455	617	28	-87	407
2N2T	468	618	27	-99	407

[0204] 도 5 및 표 4의 결과로부터 본 발명의 실시예들의 저방사 강재의 인장특성은 본 발명의 비교예의 저방사 강재의 인장특성과 거의 동등하거나 약간 더 우수한 수준인 것을 알 수 있다.

[0205] 반면, 도 6 및 7, 그리고 표 4의 결과는 본 발명의 실시예들의 저방사 강재의 저온 충격특성인 DBTT 값이 본 발명의 비교예의 저방사 강재의 DBTT 보다 매우 우수함을 보여준다.

[0206] 특히 2단계 노멀라이징 처리된 실시예 3 및 4의 저방사 강재는 영하 80℃ 이하의 DBTT 값을 가짐을 알 수 있다.또한, 2단계 노멀라이징 후 2단계 템퍼링으로 DBTT는 -99℃까지 낮출 수 있음을 알 수 있다.

[0207] 상기 표 4의 기계적 특성 결과는 상기 표 3의 탄화물들의 정량 측정 데이터와 매우 잘 부합한다.

[0208] 앞서 표 3의 정량 분석 결과, 본 발명의 실시예 3 및 4의 저방사 강재는 2 단계 노멀라이징 공정에 의해 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 상분율이 극대화되면서 동시에 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 상분율과 크기는 최소화된 미세조직을 가진다.

[0209] 일반적으로 재료의 파괴는 재료의 미세조직 내에 존재하는 탄화물 등을 포함하는 개재물(inclusion)에 의해 영향을 받는다.

[0210] 이 때 개재물은 다양한 크기로 존재할 수 있다.

[0211] 만일 개재물의 크기가 수십~수백 마이크로미터라면, 상기 개재물과 기지 사이의 계면에서 크랙(crack)이 발생하기 쉬운 것으로 알려져 있다.

[0212] 다시 말하면 개재물의 크기가 커질수록, 상기 개재물은 크랙 발생원(crack initiator)으로 작용할 가능성이 높아진다.

[0213] 본 발명의 저방사 강재의 제조 방법에서 적용한 2단계 노멀라이징 공정은 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 상분율과 크기의 최소화시킬 수 있다.

[0214] 이에 따라 본 발명의 저방사 강재는 최소화된 상분율과 크기의 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물을 포함하는 미세조직을 가지며, 그 결과 저온 충격특성이 향상될 수 있다.

[0215] 특히 본 발명의 저방사 강재는 중량%로, C : 0.05 ~ 0.20%, Si : 0.5% 이하, Mn : 0.1 ~ 1.5%, Cr : 8 ~ 12%, W : 0.5 ~ 2.5%, V : 0.05 ~ 0.5%, Ta : 0.01 ~ 0.20%, Ti : 0.005 ~ 0.04% 및 나머지 Fe 및 불가피한 불순물을 포함하는 성분 및 조성 범위에서 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 면적 분율을 최소 1.4% 이상 가질 수 있다.

[0216] 바람직하게는 본 발명의 저방사 강재는 상기 성분 및 조성 범위에서 1.45% 이상의 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 면적 분율을 가질 수 있다.

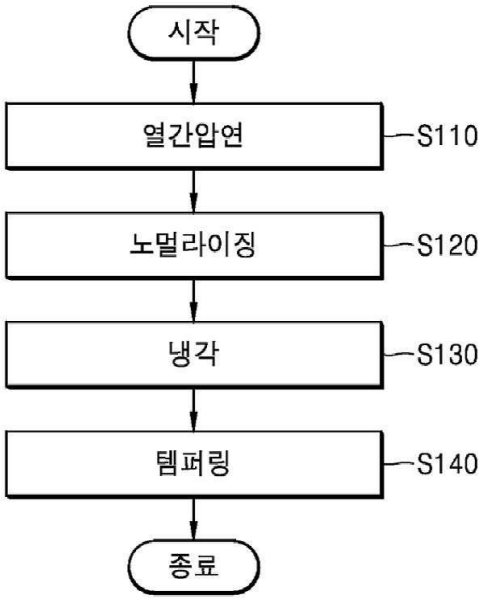
[0217] 보다 바람직하게는 본 발명의 저방사 강재는 상기 성분 및 조성 범위에서 1.5% 이상의 MX(M: Ta, Ti, V, X: C, N) 석출물의 면적 분율을 가질 수 있다. 특히 이 경우 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe) 탄화물의 최대 크기가 대략 350㎛ 이하, 더 나아가서는 대략 320㎛ 정도까지 감소할 수 있다. 이를 통해 본 발명의 저방사 강재는 약 -90℃ 이하의 DBTT가 달성될 수 있다.

[0218]

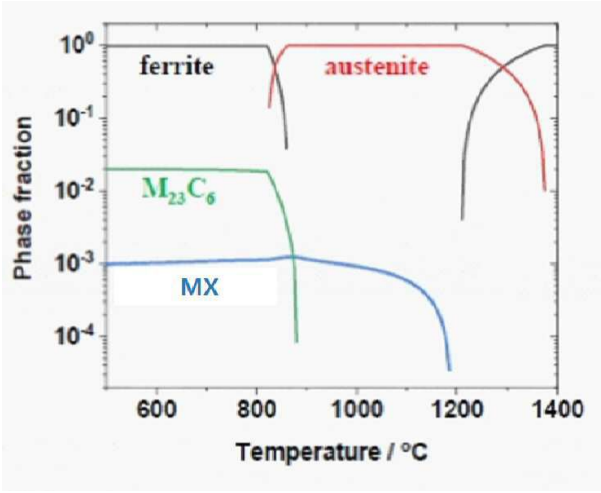
[0219] 이상과 같이 본 발명에 대해서 예시한 도면을 참조로 하여 설명하였으나, 본 명세서에 개시된 실시예와 도면에 의해 본 발명이 한정되는 것은 아니며, 본 발명의 기술사상의 범위 내에서 통상의 기술자에 의해 다양한 변형이 이루어질 수 있음은 자명하다. 아울러 앞서 본 발명의 실시예를 설명하면서 본 발명의 구성에 따른 작용 효과를 명시적으로 기재하여 설명하지 않았을지라도, 해당 구성에 의해 예측 가능한 효과 또한 인정되어야 함은 당연하다.

도면

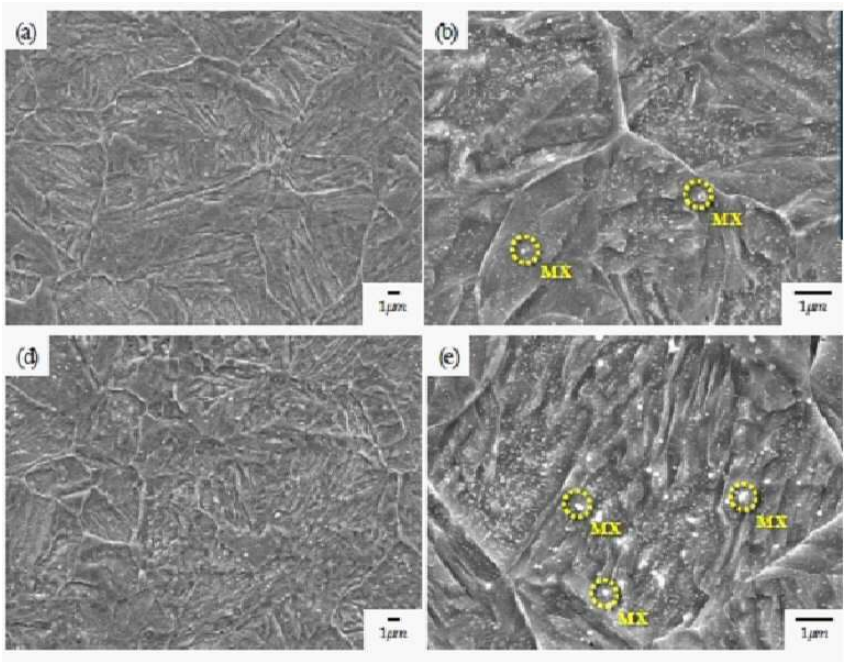
도면1



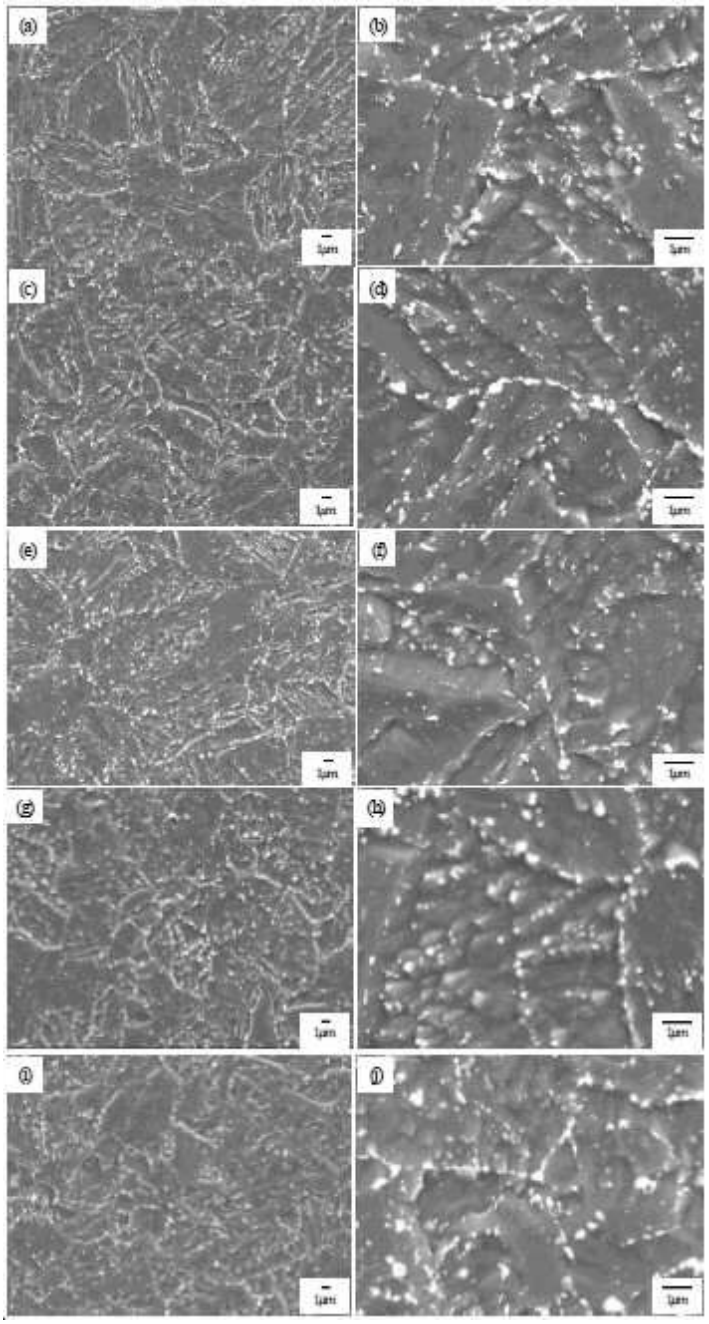
도면2



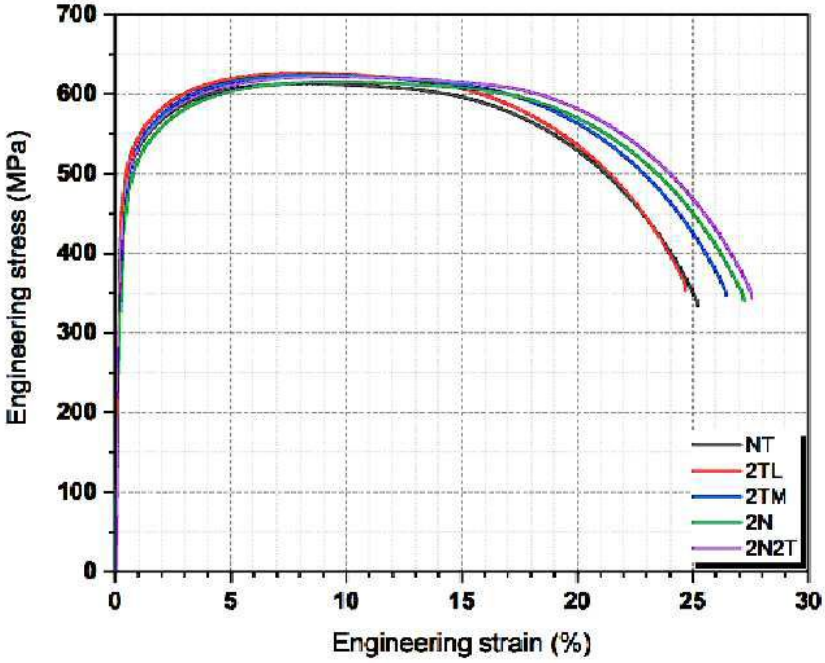
도면3



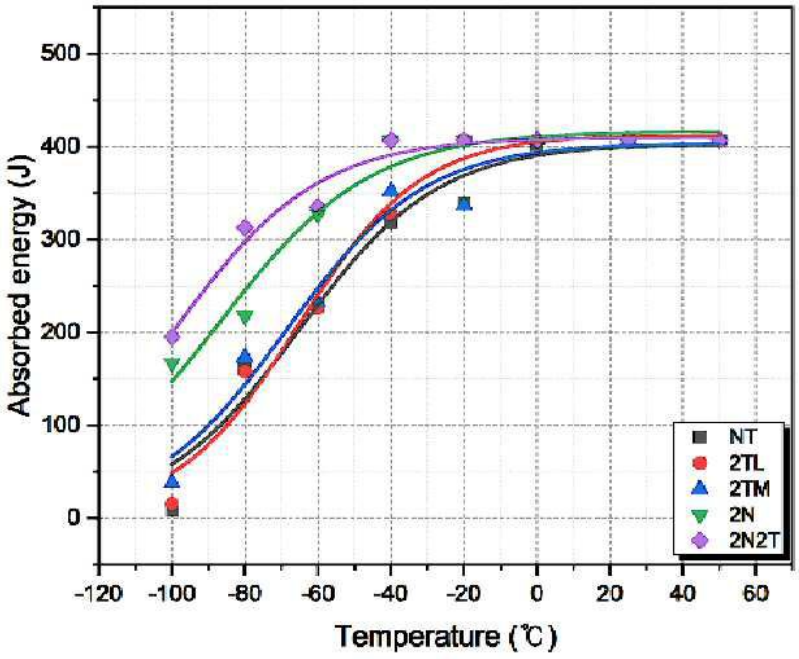
도면4



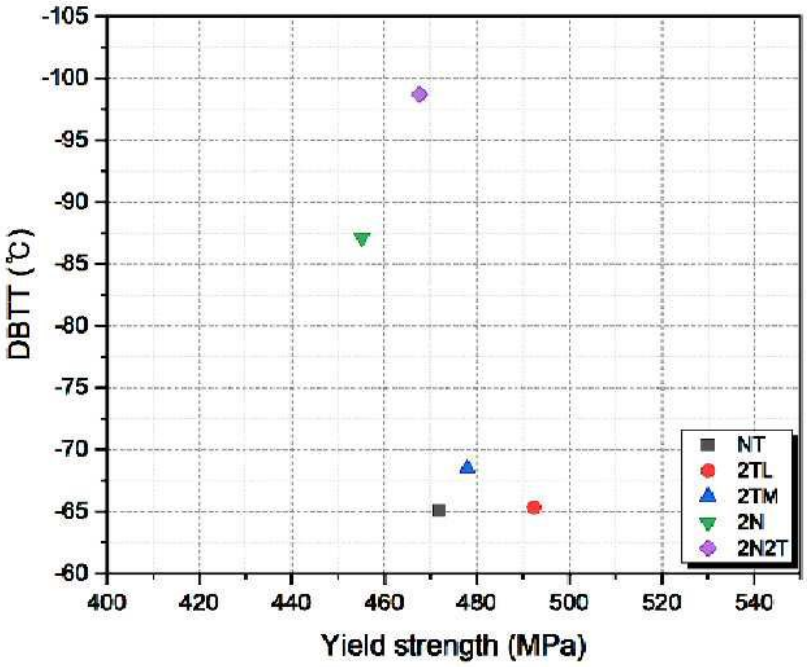
도면5


Engineering stress (MPa)
Engineering strain (%)
NT
2TL
2TM
2N
2N2T

도면6


Absorbed energy (J)
Temperature (℃)
NT
2TL
2TM
2N
2N2T

도면7


-105
-100
-95
-90
-85
-80
-75
-70
-65
-60
DBTT (℃)
400
420
440
460
480
500
520
540
Yield strength (MPa)
NT
2TL
2TM
2N
2N2T