



(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2010-0100721
(43) 공개일자 2010년09월15일

(51) Int. Cl.

C21D 8/00 (2006.01) C22C 38/40 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2010-0073789(분할)

(22) 출원일자 2010년07월30일

심사청구일자 2010년07월30일

(62) 원출원 특허 10-2008-0005494

원출원일자 2008년01월18일

심사청구일자 2008년01월18일

(71) 출원인

연세대학교 산학협력단

서울 서대문구 신촌동 134 연세대학교

(72) 발명자

이영국

서울 서초구 방배본동 삼호아파트 11동 3

유찬수

인천 남구 송의동 1-160 우신빌라 401호

박용민

서울 서대문구 북가좌2동 310-10

(74) 대리인

김승욱, 이체형

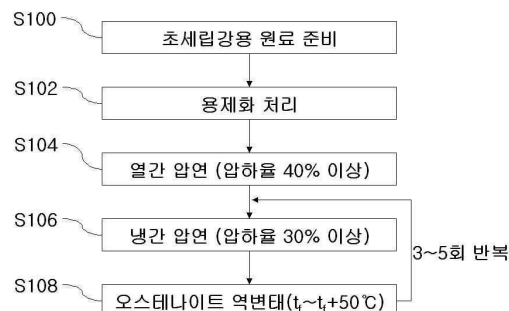
전체 청구항 수 : 총 9 항

(54) 초세립강 및 초세립강의 제조방법

(57) 요약

본 발명에 따른 초세립강의 제조방법은: 7중량% 내지 11중량%의 Ni, 8중량% 내지 12중량%의 Mn, 5중량% 내지 10중량%의 Mn과 나머지의 Fe를 주성분으로 하는 초세립강의 제조 방법으로서, 상기 조성을 갖는 강재를 용제화 처리를 하는 단계 (I); 상기 용제화 처리된 강재를 열간 압연하는 단계(II); 상기 열간 압연된 강재를 냉간 압연하는 단계(III); 상기 냉간 압연된 강재를 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+50^\circ\text{C}$ 의 온도에서 오스테나이트 역변태하는 단계(IV)를 포함하고, 상기 III 단계 및 IV 단계는 3회 이상 반복하여 수행되는 것을 특징으로 한다.

대표도 - 도1



특허청구의 범위

청구항 1

7중량% 내지 11중량%의 Ni, 8중량% 내지 12중량%의 Cr, 5중량% 내지 10중량%의 Mn과 잔부의 Fe를 주성분으로 하는 초세립강의 제조 방법으로서,

상기 조성을 갖는 강재를 용제화처리를 하는 단계 (I);

상기 용제화 처리된 강재를 열간 압연하는 단계(II);

상기 열간 압연된 강재를 냉간 압연하는 단계(III);

상기 냉간 압연된 강재를 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+50^\circ\text{C}$ 의 온도에서 오스테나이트 역변태하는 단계(IV)를 포함하고,

상기 III 단계 및 IV 단계를 3회 이상 반복하여 잔류 오스테나이트를 조대화하는 단계(V)를 포함하는 것을 특징으로 하는 초세립강 제조방법.

청구항 2

제 1항에 있어서, 상기 단계 IV에서 상기 오스테나이트 역변태는 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+20^\circ\text{C}$ 의 온도에서 수행되는 것을 특징으로 하는 초세립강 제조방법.

청구항 3

제 1항 또는 2항에 있어서, 상기 III 단계 및 IV 단계는 5회 이상 반복하여 수행되는 것을 특징으로 하는 초세립강 제조방법.

청구항 4

제 1항 또는 2항에 있어서, 상기 단계 III에서 냉간 압연 시 압하율은 30% 이상인 것을 특징으로 하는 초세립강 제조방법.

청구항 5

제 4항에 있어서, 상기 단계 III에서 냉간 압연 시 압하율은 50% 이상인 것을 특징으로 하는 초세립강 제조방법.

청구항 6

제 1항 또는 2항에 있어서, 상기 초세립강은 0.2중량% 이하의 Nb 및 0.2중량% 이하의 Ti 중 적어도 하나를 더 포함하는 것을 특징으로 하는 초세립강 제조방법.

청구항 7

7중량% 내지 11중량%의 Ni, 8중량% 내지 12중량%의 Cr, 5중량% 내지 10중량%의 Mn과 잔부의 Fe를 주성분으로 하는 초세립강으로서, 결정립 크기가 다양한 혼립(bimodal) 구조로서 $0.2\mu\text{m}$ 이하의 평균 결정립 크기를 갖는 것을 특징으로 하는 초세립강.

청구항 8

제 7항에 있어서, 상기 초세립강은 30% 이상의 연신률을 갖는 것을 특징으로 하는 초세립강.

청구항 9

제 7항 또는 8항에 있어서, 상기 초세립강은 $80\text{kgf}/\text{mm}^2$ 의 항복 강도를 갖는 것을 특징으로 하는 초세립강.

명세서

기술 분야

[0001] 본 발명은 초세립강의 제조방법, 더욱 구체적으로는 열가공제어법(thermo mechanical control process), 특히 가공유기 변태 공정(SIMRT)을 이용한 초세립강의 제조방법 및 이를 이용하여 형성된 초세립강에 관한 발명이다.

배경 기술

[0002] 구조재료의 성능향상을 위해서는 비강도 향상을 통한 구조재의 강도 및 인성이 클 것이 요구된다. 재료의 이러한 기계적 성질을 향상시키는 방법에는 고용강화, 석출강화, 분산강화, 마르텐사이트의 생성, 결정립 미세화 등의 방법들이 있다.

[0003] 그런데, 이들 열처리 방법으로는 통상적인 수준보다 월등한 강도 향상을 기대하기 힘들다. 이러한 열처리법의 한계를 극복하기 위해서는 결정립 미세화를 통한 마이크로미터 또는 그 이하의 결정립 크기를 갖는 재료의 개발이 반드시 필요하다. 결정립 미세화법은 단순히 재료의 강도만을 향상시키는 다른 여러 가지 강화 방법과는 달리 강도 향상과 더불어 인성도 향상시킬 수 있기 때문에 재료의 기계적 성질을 향상시키는 유용한 도구로 연구되고 있다. 또한 재료의 기계적 성질을 향상시키는 효과 외에도 재료 내부의 결함을 줄이고 균일한 재료를 얻을 수 있는 추가적인 장점이 있기 때문에 다양한 합금에서 많은 연구가 진행되고 있다. 더욱이, 결정립 미세화법은 추가의 합금원소를 첨가하지 않기 때문에 경제적이고 자원의 재활용이 용이하여 환경친화형 차세대 구조용 재료로서 주목을 받고 있다.

[0004] 현재 이용되는 결정립 미세화법은 크게 강가공법(Severe Plastic Deformation Method, SPD)과 열가공제어법(Thermo Mechanical Control Process, TMCP)으로 구분된다.

[0005] 먼저, SPD는 재료에 강한 전단 응력을 가함으로써 생성된 전위들이 결정립계 안에서 새로운 결정립계를 만들어 미세한 결정립을 형성시키는 방법으로 ECAP(Equal Channel Angular Pressing), HPT(High Pressure Torsion), ARB(Accumulative Roll-Bonding)등의 방법이 있다. 이들 방법을 이용하여 형성된 초세립강은 결정립의 미세화에 비해 매우 높은 강도를 갖는다. 하지만 상기 방법에 의해 제조된 초세립강은 아직까지 실제 제품에 적용되지 못하고 있다. 구체적으로 ECAP는 다양한 금속재료에 적용시킬 수 있는 장점이 있지만 공정이 매우 복잡하여 생산성에 문제가 있고, 대형 시편을 만들기 위해서는 재료에 가해지는 응력이 커져야 하기 때문에 생산설비가 대형화되어야 하는 단점을 갖는다. 또한, ARB, HPT, ECAP 등 통상적으로 SPD에 의한 결정립 미세화 방법들은 연신율이 좋지 못하거나, 후판으로 만들기 곤란하고, 재료의 두께 조절이 제한적이기 때문에 실용화가 곤란하다는 단점이 있다.

[0006] 한편, 주로 페라이트강의 결정립 미세화에 이용되는 변형유기 동적 변태를 이용한 TMCP는 오스테나이트의 동적 재결정을 통해 결정립의 크기를 $15\mu\text{m}$ 이하로 미세화시킨 후, 변형유기 동적 변태 현상을 이용하여 초미세 페라이트강을 제조하는 방법을 채택하고, 또한 Ti, Nb, V 등을 추가로 함유시켜 페라이트 결정립 성장을 억제한다. 이렇게 제조된 강재는 C-Mn 강인 경우는 약 $10\mu\text{m}$, 저합금강인 경우는 약 $4\sim 5\mu\text{m}$ 정도의 결정립 크기를 갖는다.

[0007] 또한, 가공 열처리 기술(Thermo Mechanical Control Process)의 하나로서 가공유기 변태 공정(SIMRT)이 최근 많이 이용되고 있다. SIMRT는 상온에서 준안정 오스테나이트 조직을 갖는 강을 강하게 냉간 가공한 후 600°C 이상의 온도로 가열하면 냉간 가공 시 도입된 마르텐사이트가 오스테나이트로 역변태하는 특성을 이용한 방법으로서, 이와 같은 방법으로 얻은 역변태 오스테나이트는 미변태 오스테나이트에 비해 전위밀도가 높고, 결정립이 미세하므로 강도가 높으면서 동일강도에서는 미변태 오스테나이트보다 연신율이 더 큰 장점을 갖는다.

발명의 내용

해결하려는 과제

[0008] 본 발명은 이러한 종래의 초세립강의 제조방법이 갖는 문제점을 해결하기 위한 발명으로서, 특히 가공유기 변태 공정(SIMRT)을 이용하여 형성된 초세립강이 $1\mu\text{m}$ 이하, 바람직하게는 $0.5\mu\text{m}$ 이하의 평균 결정립 크기를 갖는 초세립강의 제조방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

[0009] 또한, 본 발명은 초세립강의 평균 결정립 크기를 매우 작게 유지하면서도 연신율이 높고 따라서 인장 강도가 충

분히 큰 초세립강의 제조방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

과제의 해결 수단

- [0010] 상기 목적을 달성하기 위한 본 발명에 따른 초세립강의 제조방법은:
- [0011] 7중량% 내지 11중량%의 Ni, 8중량% 내지 12중량%의 Cr, 5중량% 내지 10중량%의 Mn과 잔부의 Fe를 주성분으로 하는 초세립강의 제조 방법으로서,
- [0012] 상기 조성을 갖는 강재를 용제화 처리를 하는 단계 (I);
- [0013] 상기 용제화 처리된 강재를 열간 압연하는 단계(II);
- [0014] 상기 열간 압연된 강재를 냉간 압연하는 단계(III);
- [0015] 상기 냉간 압연된 강재를 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+50^{\circ}\text{C}$ 의 온도에서 오스테나이트 역변태하는 단계(IV)를 포함하고,
- [0016] 상기 III 단계 및 IV 단계를 3회 이상 반복하여 잔류 오스테나이트를 조대화하는 단계(V)를 포함하는 것을 특징으로 한다.
- [0017] 또한, 상기 단계 IV에서 상기 오스테나이트 역변태는 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+20^{\circ}\text{C}$ 의 온도에서 수행되는 것이 바람직하다.
- [0018] 또한, 상기 III 단계 및 IV 단계는 5회 이상 반복하여 수행되는 것이 바람직하다.
- [0019] 또한, 상기 단계 III에서 냉간 압연 시 압하율은 30% 이상인 것이 바람직하다. 또한, 상기 단계 III에서 냉간 압연 시 압하율은 50% 이상인 것이 더욱 바람직하다.
- [0020] 한편, 본 발명에 따른 초세립강은 7중량% 내지 11중량%의 Ni, 8중량% 내지 12중량%의 Cr, 5중량% 내지 10중량%의 Mn과 잔부의 Fe를 주성분으로 하고, 한편, 본 발명에 따른 초세립강은 $0.2\mu\text{m}$ 이하의 평균 결정립 크기를 갖는 것을 특징으로 한다.
- [0021] 또한, 상기 초세립강은 0.2중량% 이하의 Nb 및 0.2중량% 이하의 Ti 중 적어도 하나를 더 포함하는 것이 바람직하다.
- [0022] 또한, 상기 초세립강은 혼립(bimodal) 구조를 갖는 것이 바람직하다.
- [0023] 또한, 상기 초세립강은 30% 이상의 연신률을 갖는 것이 바람직하다.
- [0024] 또한, 상기 초세립강은 $80\text{kgf}/\text{mm}^2$ 의 항복 강도를 갖는 것이 바람직하다.

발명의 효과

- [0025] 본 발명에 따른 초세립강 제조방법을 이용함으로써 초세립강의 평균 결정립 크기를 매우 작게 형성함으로써 항복강도가 큰 초세립강을 제공할 수 있다. 또한, 본 발명에 따른 방법은 초세립강의 평균 결정립 크기를 매우 작게 유지하면서도, 동시에 결정립이 혼립 구조를 갖고 있어서, 연신률이 높고, 따라서 인장 강도가 충분히 큰 초세립강을 제공할 수 있다.

도면의 간단한 설명

- [0026] 도 1은 본 발명의 바람직한 실시예에 따른 초세립강의 제조 순서를 개략적으로 도시한 도면이다.
- 도 2는 냉간압연의 압하율에 따른 마르텐사이트 부피 분율을 도시하는 도면이다.
- 도 3은 본 실험예에 따른 강재가 오스테나이트 역변태 온도에 따라 형성된 결정립의 평균 크기를 표시하는 도면이다.

도 4는 본 실험예에 따른 반복 가공유기 변태 공정의 각 사이클의 종료 후 잔류 오스테나이트의 함량을 표시하는 도면이다.

도 5는 본 실험예에 따른 반복 가공유기 변태 공정의 각 사이클의 종료 후 결정립 구조를 확인한 결과를 도시하는 도면이다.

도 6은 본 실험예에 따른 반복 가공유기 변태 공정의 각 사이클의 종료 후 미세화된 초세립강의 응력-변형률 곡선을 도시한다.

도 7은 본 실험예에 따른 5회의 반복 가공유기 변태 공정에 따른 기계적 성질을 도시한다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

- [0027] 본 발명의 바람직한 실시예에 따른 초세립강의 제조방법을 아래에서 설명한다.
- [0028] 도 1은 본 발명의 바람직한 실시예에 따른 초세립강의 제조 순서를 개략적으로 도시한 도면이다.
- [0029] 먼저, 초세립강의 원료로서 7중량% 내지 11중량%의 Ni, 8중량% 내지 12중량%의 Mn, 5중량% 내지 10중량%의 Cr과 나머지의 Fe를 준비한다(S100).
- [0030] 구체적으로, 탄소(C)의 함량이 많으면 재료의 강도는 증가하지만, 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s)를 낮추어 냉간가공 시 응력 유기 마르텐사이트의 생성을 어렵게 한다. 뿐만 아니라 탄소의 함량이 많아지면 오스테나이트 역변태 열처리시 탄화물(carbide) 등의 석출 및 이로 인한 내식성 저하 등의 문제가 생길 수 있다.
- [0031] 또한, 니켈(Ni)은 강력한 오스테나이트 형성 원소로써 Ni의 함량이 너무 적으면 마르텐사이트 변태 개시 온도(M_s)가 상승하게 되어 역변태 소둔 후 냉각하는 과정에서 다시 마르텐사이트가 생기기 쉽고, 또한 오스테나이트 역변태 온도도 상승하므로 결정립 미세화 효과가 적어지게 된다. 반면에 Ni을 너무 많이 첨가하면 역변태 온도는 낮아져서 오스테나이트 결정립의 성장은 효과적으로 억제되지만, 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s) 온도가 너무 낮아져 냉간 가공시 응력 유기 마르텐사이트의 생성이 어렵다는 단점이 있다.
- [0032] 또한, 크롬(Cr)은 스테인레스 강의 내식성과 관련있는데, Cr의 양이 많을수록 내식성이 좋아진다. 그러나, Cr의 함량이 너무 많게 되면 냉간 가공시 응력 유기 마르텐사이트의 생성이 어렵게 되고, 마르텐사이트에서 오스테나이트로 역변태 온도를 상승시켜 역변태 소둔 시 오스테나이트의 결정립이 급격히 성장하게 된다. 또한, Cr의 함량이 너무 작으면 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s) 온도가 상승하여 열연상태에서 마르텐사이트의 함량이 크게 증가할 뿐만 아니라 역변태 열처리 후 냉각과정에서 다시 비열탄성 마르텐사이트가 생기기 쉽게 된다.
- [0033] 또한, 망간(Mn)은 0.5% 정도까지는 강도의 상승이 없으나 0.5%이상에서는 망간의 증가에 따라 강도가 현저하게 상승한다. 또한, Mn을 너무 많이 첨가하면 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s) 온도가 너무 낮아져 냉간 가공시 응력 유기 마르텐사이트의 생성이 어렵고, 열간 압연 및 역변태 열처리시 표면 산화로 인해 표면 품질이 크게 저하된다.
- [0034] 상기 조성에 따라, 강재를 진공에서 용해하여 상기 조성을 갖는 재료가 준비되면, 용제화 처리를 진행하고(S102), 용제화 처리가 된 강재를 고온(본 발명의 바람직한 실시예에서는 1000℃)에서 열간 압연한다(S104). 이러한 진공 용해, 용제화 처리 및 열간 압연은 본 발명이 속한 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 널리 알려진 기술이므로 그 상세한 설명을 생략한다. 한편, 본 실시예에서 열간 압연 시 40% 이상의 압하율로 강재를 압연하는 것이 바람직하다.
- [0035] 다음으로, 열간 압연된 강재를 바람직하게는 30%, 특히 바람직하게는 50% 이상의 압하율로 냉간 압연하여 두께 제어 가공유기 마르텐사이트를 형성한다(S106). 냉간 압연이 우수하게 될수록 항복 강도가 강해지는데, 앞에서 설명한 조성을 갖는 강재의 경우 압하율을 30%, 더욱 바람직하게는 50% 이상으로 유지함으로써 항복 강도를 우수하게 유지할 수 있다.
- [0036] 다음으로, 냉간 압연된 강재는 바람직하게는 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+50^\circ\text{C}$ 의 온도 범위에서, 더욱 바람직하게는 t_f 의 직상 온도 내지 $t_f+20^\circ\text{C}$ 의 온도 범위에서 오스테나이트 역변태한다(S108). 여기서, t_f 는 오스테나이트 역변태가 일어나는 온도로서 통상적으로는 강재의 조성에 따라 500℃ 내지 550℃의 범위에 있다. 즉, 오스테나이트 역변태 시에는 역변태 열처리 온도가 낮을수록 역변태 오스테나이트의 결정립 성장을 억제하여 강재의 결정

립 크기를 작게 형성할 수 있으므로, 역변태 온도는 t_f 온도에 최대한 근접하게 낮게 형성하는 것이 바람직하다. 한편, 이 t_f 온도는 이후에서 설명하는 것과 같이 냉간 압연 및 오스테나이트 역변태 과정을 반복(반복 가공유기 변태공정) 함으로써 조금씩 상승한다. 따라서, 반복 가공유기 변태공정 중에는 변태 과정이 반복됨에 따라 역변태 온도도 일정 정도 상승한다.

[0037] 마지막으로, 상기 단계(S106)과 단계(S108)을 3회 이상 반복한다. 즉, 상기 가공유기 변태 과정을 수차례 반복하면, 결정립은 크기가 균일한 대신 다양한 크기를 갖는 혼립(bimodal) 구조를 형성하게 된다. 이는 최초의 가공유기 변태 과정에서는 냉간 압연 과정에서 100% 가공유기 마르텐사이트 변태가 되었기 때문에 역변태 열처리 과정에서 핵생성과 성장이 균일하게 일어났지만, 이후 3회 내지 5회 이상의 가공유기 변태 과정에서는 냉간 압연 중에 강재에 잔류한 오스테나이트에 의해서 결정립 성장이 일어나기 때문이다. 본 실시예에 따른 강재는 작은 결정립 크기로 인하여 항복 강도가 크면서, 동시에 이러한 혼립 구조에 의하여 결정립 크기가 점점 작아짐에도 불구하고 연신율은 반대로 증가한다. 즉, 가공유기 변태 공정을 반복함으로써 냉간 압연 중에 생기는 잔류 오스테나이트가 조대화되어 혼립 현상이 일어나고 이로 인하여 연신율은 증가한다.

[0038] 실험예

[0039] 다음으로 본 발명의 바람직한 실시예에 다른 초세립강의 제조 과정을 구체적으로 설명한다.

[0040] 본 실험에서 사용된 강재의 성분은 다음과 같다:

[0041] C: 0.023중량%, P: 0.005중량%, S: 0.038중량%, Mn: 7.0중량%, Si: 0.25중량%, Cr: 10.9중량%, Ni: 9.23중량%.

[0042] 본 실험에서는 먼저 상기 조성을 갖는 재료를 진공 용해를 이용하여 제조하고, 이어서 용제화 처리를 하였다. 이어서 용제화 처리가 된 강재를 1000℃에서 40%의 압하율로 열간 압연하였다. 본 실시예에서 열간 압연된 시편은 40mm의 두께를 갖는다.

[0043] 다음으로, 열간 압연된 강재를 냉간 압연하여 두께 제어 가공유기 마르텐사이트를 형성하였다. 도 2는 냉간 압연의 압하율에 따른 마르텐사이트 부피 분율(martensite volume fraction)을 도시하는 도면이다. 냉간 압연이 우수하게 될수록 항복 강도가 강해지는데, 마르텐사이트 부피 분율이 0.9(90%) 이상일 때 만족할만한 항복 강도를 얻을 수 있다. 따라서 도 2에서 보듯이, 압하율을 30%, 더욱 바람직하게는 50% 이상으로 유지함으로써 바람직한 마르텐사이트 부피 분율을 얻을 수 있고, 그에 따라 항복 강도를 우수하게 유지할 수 있다. 그에 따라 본 실험에서는 각 사이클당 50%의 압하율로 강재를 냉간 압연하였다. 따라서, 최초의 냉간압연 후 시편의 두께는 20mm가 된다.

[0044] 다음으로, 냉간 압연된 강재를 $t_f+20^\circ\text{C}$ 의 온도에서 오스테나이트 역변태하였다. 즉, 본 실험예에서 최초의 오스테나이트 역변태 시 t_f 온도는 545℃이므로, 565℃에서 오스테나이트 역변태를 수행하였다. 한편, 도 3은 본 실험예의 조성을 갖는 강재가 오스테나이트 역변태 온도에 따라 형성된 결정립의 평균 크기를 표시하는 도면이다. 도 3에서 보듯이, 결정립의 평균 크기는 $t_f+35^\circ\text{C}$ 에서 0.3 μm , $t_f+65^\circ\text{C}$ 에서 0.6 μm , $t_f+125^\circ\text{C}$ 에서 3.0 μm 로 형성된다. 따라서, 바람직하게는 $t_f+50^\circ\text{C}$, 더욱 바람직하게는 $t_f+20^\circ\text{C}$ 의 온도에서 오스테나이트 역변태를 수행함으로써 결정립의 크기가 충분히 작은 초세립강을 얻을 수 있다.

[0045] 다음으로, 앞에서 설명한 냉간 압연 및 오스테나이트 역변태 과정을 4번 더 반복하였다. 즉, 반복 가공유기 변태 과정을 반복함으로써 결정립은 크기가 균일한 대신 다양한 크기를 갖는 혼립 구조를 형성한다. 이는 최초 가공유기 변태 과정에서는 냉간 압연 과정에서 100% 가공유기 마르텐사이트 변태가 되었기 때문에 역변태 열처리 과정에서 핵생성과 성장이 균일하게 일어났지만, 3 ~ 5회째 가공유기 변태 과정에서는 각 과정에서 냉간 압연 중에 잔류 오스테나이트 함량이 증가하면서 결정립 성장이 일어났기 때문이다. 도 4는 반복 가공유기 변태 공정의 각 사이클의 종료 후 잔류 오스테나이트의 함량을 표시하는 도면이다. 도 4에서 보듯이, 최초 가공유기 변태 과정의 종료 후에는 잔류 오스테나이트가 검출되지 않았지만, 상기 변태 과정이 반복되면서 잔류 오스테나이트가 22%까지 증가한다. 이러한 혼립 구조에 의하여 본 실시예에 따른 강재는 항복강도가 높아지면서 결정립 크기가 작아짐에도 불구하고 연신율은 반대로 증가한다. 즉, 사이클을 반복할수록 냉간압연 중에 생기는 잔류 오스테나이트가 조대화되어 혼립 현상이 일어나고 이로 인하여 연신율은 증가한다.

[0046] 한편, 앞에서 설명한 것과 같이 가공유기 변태 공정이 반복되면서, t_f 온도는 증가하는데, 본 실험예에 따른 조

성 및 실험 과정을 거치는 경우 t_f 온도는 최초의 545℃에서, 565℃, 580℃, 580℃, 581℃로 점차 증가하는 것으로 확인되었다. 또한, 시편의 두께도 1번의 가공유기 변태 단계에 의하여 50%씩 감소하여, 열간 압연 후 40mm인 강재는 5회의 변태 단계가 종료한 후에는 약 1.25mm의 두께를 갖는다.

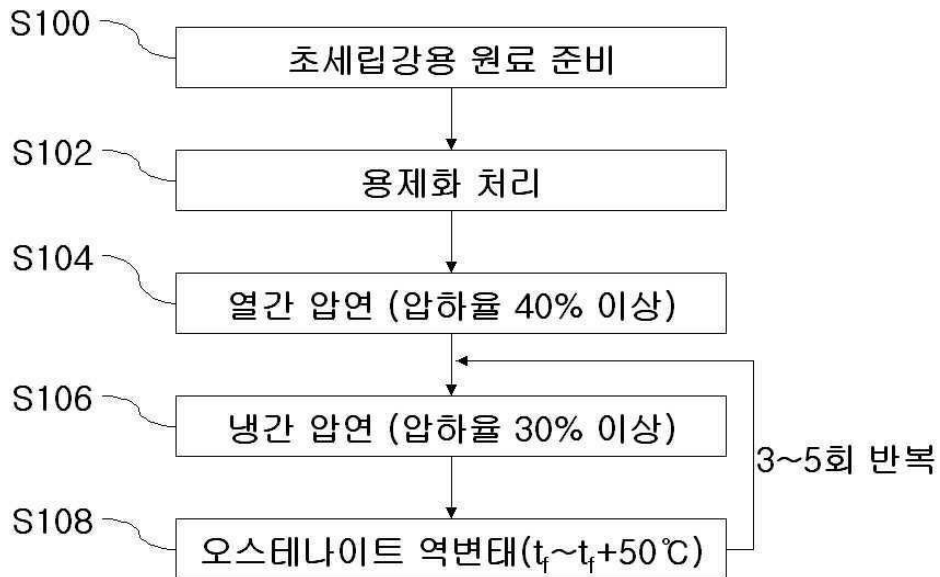
[0047] 도 5는 상기 반복 가공유기 변태 과정을 5회 반복하고 각각의 변태 과정이 종료된 후 투과전자현미경을 이용하여 각각의 변태 과정 종료 후의 결정립 구조를 확인한 결과를 도시한다. 도 5에서 보듯이, 최초 1회의 냉간 압연-오스테나이트 역변태 단계 종료 후에는 결정립이 일정한 크기(약 0.5 μ m)를 갖는 반면, 냉간 압연-오스테나이트 역변태를 3회 이상 반복함으로써 결정립의 크기가 0.2 μ m 이하인 범위에서 더욱 다양하게 형성된다. 이는 최초 변태 과정에서는 냉간 압연 과정에서 100% 가공유기 마르텐사이트 변태가 되었기 때문에 역변태 열처리 과정에서 핵생성과 성장이 균일하게 일어났지만, 3 ~ 5회의 가공유기 변태 과정에서는 각 과정에서 냉간 압연 중에 잔류 오스테나이트 함량에 의해서 결정립 성장이 일어났기 때문이다.

[0048] 도 6은 미세화된 초세립강의 응력-변형률 곡선을 도시한다. 도 6에서 보듯이, 결정립 크기가 작아질수록, 그리고 사이클을 반복할수록 항복 강도가 점점 증가한다. 특히, 도 6에서 보듯이 사이클을 반복할수록 항복 강도가 높아지면서 결정립 크기가 작아짐에도 불구하고 연신율은 반대로 증가한다. 즉, 사이클을 반복할수록 냉간압연 중에 생기는 잔류 오스테나이트가 조대화되어 혼립 현상이 일어나고 이로 인하여 연신율은 증가한다. 또한, 도 6에서 보듯이, 사이클을 반복할수록 항복점 강하(yield drop)가 생기는 것을 볼 수 있다. 그 이유는 가공유기 변태 과정을 반복할수록 혼립 현상에 의해 외부 응력에 대해서 탄성 변형에서 소성 변형으로의 천이가 불연속적이며, 천이 구역은 국부적으로 불균일하므로, 변태 과정을 반복할수록 결정립 크기가 작아지면서 전위원을 작동시키는 데 필요로 하는 응력이 크기 때문에 항복 강도가 증가하며, 상부 항복점에서 응력 집중(luders band)이 생기면서 하부 항복점으로 떨어져 항복점 강하가 생기고, 혼립 구조의 상호작용에 의해서 강도와 연신율이 증가하기 때문이다.

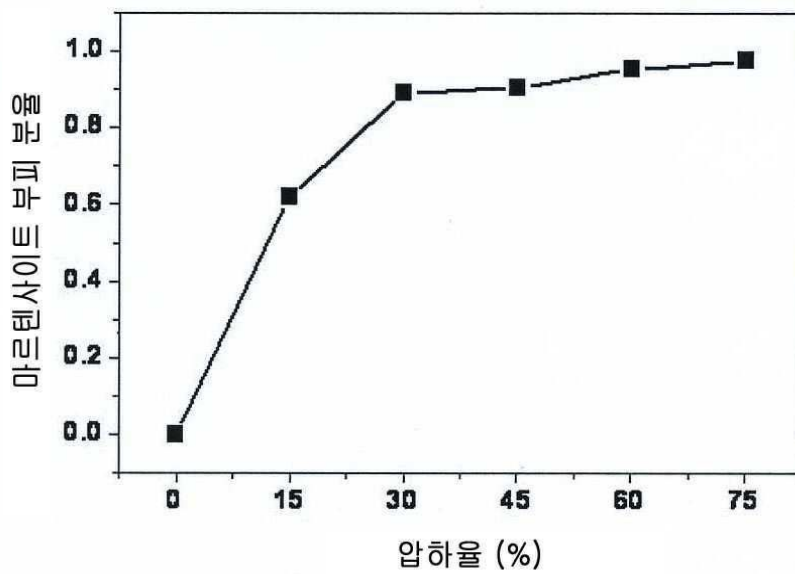
[0049] 도 7은 본 실험예에 따른 5회의 반복 가공유기 변태 공정에 따른 기계적 특성을 도시한다. 도 7에서 보듯이, 열처리를 반복하면 항복 강도는 계속 증가한다. 또한, 결정립의 평균 크기가 계속 작아짐에도 불구하고, 연신율 및 인장 강도는 조금씩 증가하는 것을 볼 수 있다.

도면

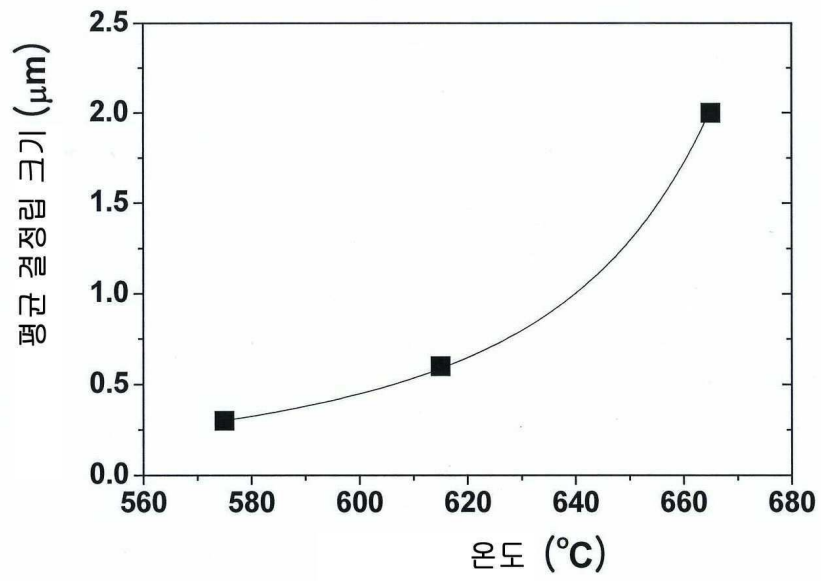
도면1



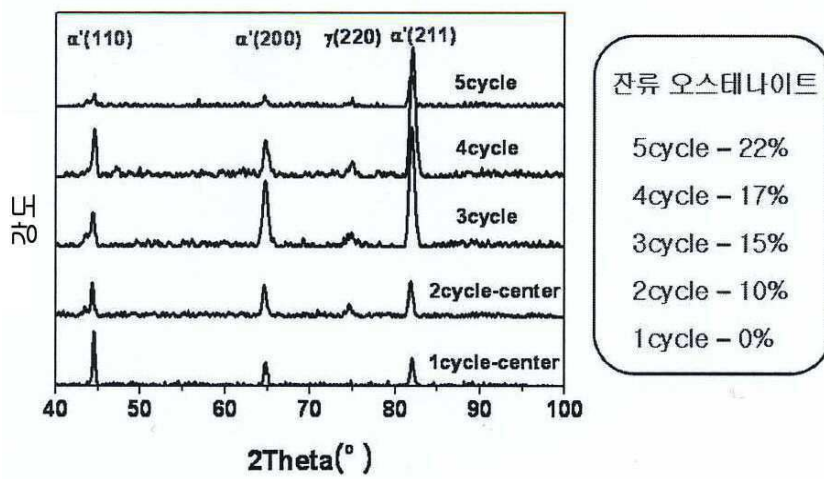
도면2



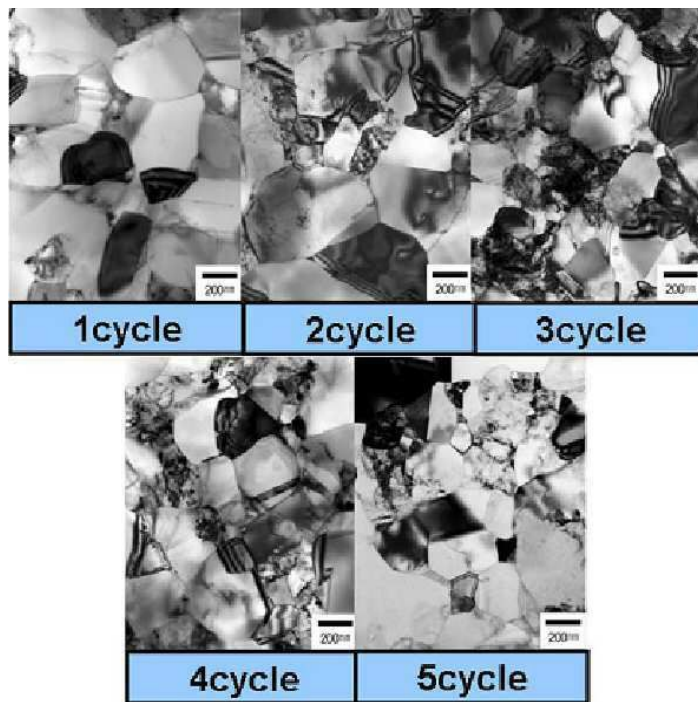
도면3



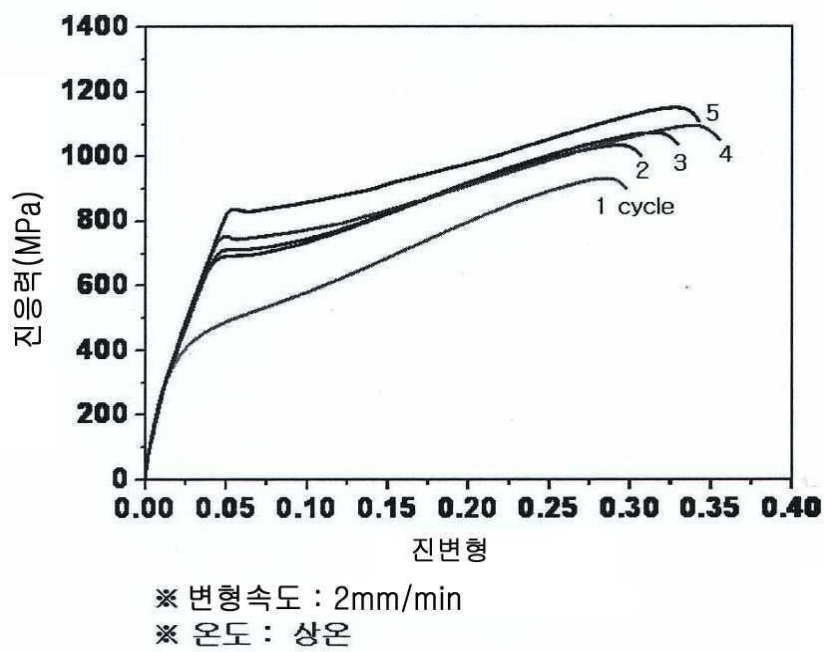
도면4



도면5



도면6



도면7

