



(19) 대한민국특허청(KR)  
(12) 등록특허공보(B1)

(45) 공고일자 2012년01월16일  
(11) 등록번호 10-1105040  
(24) 등록일자 2012년01월04일

(51) Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)

(21) 출원번호 10-2009-0049398

(22) 출원일자 2009년06월04일

심사청구일자 2009년06월04일

(65) 공개번호 10-2009-0133075

(43) 공개일자 2009년12월31일

(30) 우선권주장

1020080059281 2008년06월23일 대한민국(KR)

(56) 선행기술조사문헌

KR1020050095537 A\*

\*는 심사관에 의하여 인용된 문헌

(73) 특허권자

주식회사 포스코

경상북도 포항시 남구 동해안로 6261 (괴동동)

(72) 발명자

한성호

전남 광양시 금호동 700번지 광양제철소내

손일령

전남 광양시 금호동 700번지 광양제철소내

(뒷면에 계속)

(74) 대리인

특허법인씨엔에스

전체 청구항 수 : 총 7 항

심사관 : 정상익

(54) 표면특성 및 내2차 가공취성이 우수한 소부경화강 및 그 제조방법

(57) 요약

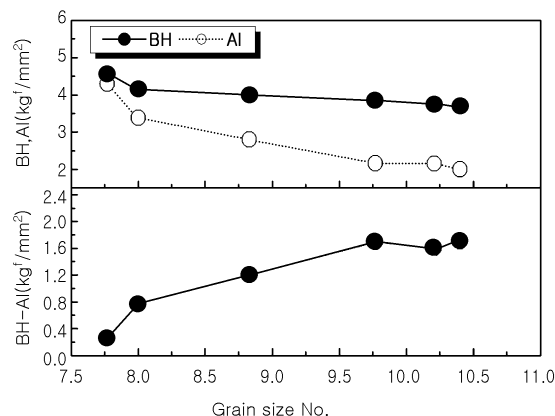
본 발명은, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.05%, S:0.01% 이하, sol.Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하, Ti:0.003% 이하, Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 이하 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며, 상기 Mn과 P는

$-30(^{\circ}\text{C}) \geq 803\text{P} - 24.4\text{Mn} - 58$

의 관계를 만족하는 것을 특징으로 하는 결정립 크기가 ASTM No.9 이상인 소부경화강 및 권취조건, 압연조건, 냉각조건 등을 제어하여 상기 소부경화강을 제조하는 제조방법을 제공한다.

본 발명에 의한 소부경화강은 표면특성, 내2차 가공취성 및 상온 내시효성이 우수하며, 동시에 소부경화강이 30MPa이상이고 인장강도 340~390MPa급인 고강도 특성을 가져 각종 자동차용 부품으로 사용하기에 적합하다.

대표도 - 도1



(72) 발명자

**강신환**

전라남도 광양시 금호동 700번지 광양제철소내

**선민기**

전라남도 광양시 금호동 700번지 광양제철소내

---

## 특허청구의 범위

### 청구항 1

중량%로, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.04%, S:0.01% 이하(0은 제외), Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하(0은 제외), Ti:0.003% 이하(0은 제외), Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

상기 Mn과 P는

$$DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}\text{C})$$

의 관계를 만족하며,

상기 Al 및 P는

$$P \leq -0.048 \cdot \log_e (Al) - 0.07$$

의 관계를 만족하는 것을 특징으로 하는 소부경화강.

### 청구항 2

제1항에 있어서, 상기 소부경화강의 결정립 크기는 ASTM No.9 이상임을 특징으로 하는 소부경화강.

### 청구항 3

중량%로, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.04%, S:0.01% 이하(0은 제외), Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하(0은 제외), Ti:0.003% 이하(0을 제외), Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며

상기 Mn 및 P사이에는 다음의 관계

$$DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}\text{C})$$

를 만족하는 강 슬라브에 대하여,

1200℃ 이상의 온도로 가열하는 가열 단계;

900~950℃에서 열간 마무리 압연하는 열간압연 단계;

상기 열간압연된 강판을 권취하는 권취단계;

공냉 후 스케일을 제거한 후, 70~80%의 압하율로 냉간압연하는 냉간압연 단계;

750~830℃에서 연속소둔하는 소둔 단계; 및

1.2~1.5%의 압하율로 조질압연하는 조질압연 단계;

를 포함하는 것을 특징으로 하는 소부경화강의 제조방법.

### 청구항 4

제3항에 있어서, 상기 권취단계는 권취온도가 600~650℃에서 상기 Al 및 P 사이에 다음의 관계

$$P \leq -0.048 \cdot \log_e (Al) - 0.07$$

를 만족하며 이루어지는 것을 특징으로 하는 소부경화강의 제조방법.

### 청구항 5

제3항에 있어서, 상기 권취단계는 권취온도가 600℃ 이하에서 이루어지는 것을 특징으로 하는 소부경화강의 제

조방법.

## 청구항 6

중량%로, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.04%, S:0.01% 이하(0은 제외), Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하(0은 제외), Ti:0.003% 이하(0은 제외), Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

상기 Mn과 P는

$$DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}C)$$

의 관계를 만족하는 강 슬라브에 대하여,

1200℃ 이상의 온도로 가열하는 가열 단계;

900~950℃에서 열간 마무리 압연하는 열간압연 단계;

600~650℃에서 권취하는 권취단계;

권취 후 30분 이내에 수냉 후 스케일을 제거하고, 70~80%의 압하율로 냉간압연하는 냉간압연 단계;

750~830℃에서 연속소둔하는 소둔 단계; 및

1.2~1.5%의 압하율로 조절압연하는 조절압연 단계;

를 포함하는 것을 특징으로 하는 소부경화강의 제조방법.

## 청구항 7

제3항 내지 제6항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 소부경화강의 결정립 크기는 ASTM No.9 이상임을 특징으로 하는 소부경화강의 제조방법.

## 명세서

### 발명의 상세한 설명

#### 기술 분야

[0001] 본 발명은 고강도 특성과 우수한 내2차 가공취성 특성을 동시에 구비한 냉연강판 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 소부경화강이 30MPa 이상이며 소부경화성과 시효지수(AI, Aging Index)값이 30MPa 이하인 상온 내시효성이 우수하며, 내2차 가공취성이 우수한 인장강도 340MPa급 소부경화형 냉간압연 강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

#### 배경 기술

[0002] 최근 자동차의 연비향상 및 차체의 경량화를 목적으로 차체에 고강도강판을 사용함으로써 판 두께 감소와 더불어 내토크성을 향상시키고자 하는 요구가 한층 커지고 있다. 일반적으로 강판에 이러한 고강도 특성을 부여하는 경우, 가공성이 저하되므로, 이러한 두 가지 특성을 모두 만족할 수 있는 강판의 수요가 증가하고 있다.

[0003] 상술한 조건을 만족할 수 있는 강재로는 복합조직형 냉연강판과 소부경화강이 있다. 상대적으로 제조가 용이한 복합조직강은 인장강도가 390MPa급 이상으로 자동차에 사용되는 소재로는 인장강도가 높음에 비해 연신율이 높다는 장점이 있다. 하지만, 자동차의 프레스 성형성을 나타내는 평균 r치가 낮으며 Mn, Cr 등 고가의 합금원소가 과다하게 첨가되는 경우가 많아 제조원가의 상승을 초래할 수 있다,

[0004] 이에 반해 소부경화강은 프레스 성형시 인장강도 390MPa 이하의 상태로 연질강판에 가까운 항복강도를 가지므로

연성이 우수하며 프레스 성형 이후에는 도장 소부처리시 저절로 항복강도가 상승하는 특징을 가져, 강으로서 강도가 증가하면 성형성이 악화되는 종래의 냉연강판에 비해 매우 이상적인 강으로 주목 받고 있다.

[0005] 소부경화는 강 중에 고용된 침입형 원소인 탄소나 질소가 변형과정에서 생성된 전위를 고착하여 발생하는 일종의 변형시효를 이용한 것으로 고용C 및 질소가 증가하면 소부경화량은 증가하나, 고용원소의 과다로 인해 상온시효를 수반하여 성형성의 악화를 초래하게 되므로 적절한 고용원소의 제어하는 과정이 매우 중요하다.

[0006] 일반적으로 소부경화성을 가지는 냉연강판의 제조방법으로 알려진 것은 저탄소 P첨가 Al-killed강을 단순히 저온에서 권취, 즉 400-500℃ 온도범위의 열연 권취온도에서 저온권취한 후 상소둔법에 의해 제조하는 것으로, 여기에는 소부경화량이 약 40-50MPa 정도의 강이 주로 사용되었다. 이러한 제조방법은 상소둔에 의해 성형성은 물론 소부경화성도 함께 향상시킬 수 있는 것으로 알려져 있다.

[0007] 하지만 연속소둔법을 이용해야 하는 P첨가 Al-Killed강의 경우 비교적 빠른 냉각속도를 이용하기 때문에 상기 종래기술에 비해 소부경화성 확보가 용이한 반면 급속가열, 단시간 소둔에 의해 성형성이 악화되는 문제점이 있어 가공성이 요구되지 않는 자동차 외판에만 제한되는 문제점이 존재한다.

[0008] 또한, 최근 자동차 부품 생산에는 표면처리강판이 다수 사용되는데, 소부경화강을 표면처리한 용융도금강판은 강판 표면의 건전성이 충분히 확보되지 않을 경우 도금공정 후 강판 표면에 발생하는 스크래치성의 결함과 고객사 판금 가공 후 반짝이는 결함 형태로 관찰되는 표면 결함들이 발생할 가능성이 매우 높다.

[0009] 이러한 결함들은 특히 Al, P등의 성분이 과도하게 첨가된 강판의 열연 공정중 강판의 극표면층 수  $\mu\text{m}$  이내에 생성되는 Al, P 주류의 복합 산화물이 결정립 계면이나 아결정립 계면을 따라서 선택적인 산화물을 형성하기 때문에 발생하는 경우가 일반적이다.

[0010] 따라서, 소부경화강의 장점을 살리면서 아울러 소부경화강의 문제점들을 해결하기 위하여 다양한 기술들이 개발되었다. 최근에는 제강기술의 비약적인 발달에 힘입어 강 중에 적정 고용원소량의 제어가 가능해지고, Ti 또는 Nb등의 강력한 탄질화물 형성원소를 첨가한 Al-Killed 강판의 사용으로 내텐트성이 필요한 자동차 외판재용으로 도 사용이 가능한 성형성이 우수한 소부경화강을 제조하는 기술이 나타난 바 있다.

[0011] 일본 공개특허 소61-026757호는 C:0.0005-0.015%, S+N 함량 $\leq$ 0.05%의 Ti 및 Ti- Nb 복합첨가 극저탄소 냉연강판에 관한 기술을 개시하고 있으며, 일본 공개특허 소57-089437호는 C:0.010% 이하의 Ti 첨가강을 사용하여 소부경화량이 약 40MPa 이상인 강의 제조방법에 대해 소개하고 있다. 이러한 방법은 Ti 및 Nb의 첨가량 혹은 소둔시의 냉각속도를 제어함으로써 강 중 고용원소량을 적절히 조절하여 재질의 열화를 방지하면서 소부경화성을 부여하는 기술이지만, Ti 또는 Ti-Nb 복합첨가강의 경우에는 적정 소부경화량의 확보를 위해서 제강공정 중 Ti, N, S 등의 엄격한 제어가 요구되므로 원가가 상승한다는 문제가 발생한다. 나아가, 상기 종래 기술들 중 Nb첨가강은 고온소둔에 의한 작업성 악화 및 특수 원소첨가에 의한 제조원가 상승의 문제점이 나타날 수 있다.

[0012] 한편 새로운 합금원소의 첨가를 통한 소부경화강의 물성 개선을 나타낸 종래기술들도 존재하였는바, 일본 공개특허 평5-93502에서는 Sn을 첨가함으로써 BH성을 향상시켰고, 또한 일본 공개특허 평9-249936에서는 V을 Nb과 복합 첨가하여 결정립계의 응력집중 완화를 통한 연성개선효과를 소개하고 있다. 또한 일본 공개특허 평8-49038는 Zr에 의한 성형성 개선효과를 나타내고 있으며, 일본 공개특허 평7-278654는 Cr을 첨가하여 고강도화 및 가공경화지수(N치)의 열화를 최소화 시킴으로써 성형성을 도모하고 있다.

[0013] 그러나 이러한 특허들은 단순히 소부경화성의 개선 또는 성형성을 개선하는 기술에 불과하며, 소부경화성의 상층에 따른 내시효성의 열화문제, 그리고 소부경화강의 고강도화에 의해 필연적으로 첨가하는 원소로 P가 있는데, 이러한 P함량의 증가에 의하여 발생하는 2차 가공취성 등의 문제에 대해서는 언급하지 않고 있다. 즉, 예를 들면 인장강도 340MPa급의 소부경화강을 제조하기 위해 첨가되는 P함량이 0.07%인 경우 2차 가공취성을 판단하는 기준인 DBTT(Ductile Brittle Transition Temperature)가 가공비(Drawing Ratio) 1.9에서 -20℃, 390MPa급의 고강도강을 제조하기 위해 P함량을 약 0.09%정도 첨가할 경우 DBTT는 0~10℃로서 매우 열화될 수 있다. 이는 약 5ppm정도로 첨가된 B를 포함하는 강재에 해당되는데, P함량이 과도하게 많기 때문에 B에 의한 DBTT 개선에 문제가 있었던 것으로 판단된다.

[0014] 내2차 가공취성 개선을 위해 현 수준보다 과도하게 B를 첨가하게 되면 B에 의한 재질열화를 초래하기 때문에 그 첨가량에도 한계가 있다. 즉, 이러한 조건에서는 내2차 가공취성을 방지하는 DBTT가 최소 -20℃ 이하, 보다 안정적인 내2차 가공취성을 확보하기 위해서는 DBTT가 -30℃ 이하가 되어야 하기 때문에 소부경화강에서도 B이외의 새로운 성분 또는 제조조건의 검토가 필요한 실정이다.

## 발명의 내용

### 해결 하고자하는 과제

[0015] 본 발명은 상술한 문제점들을 해결하고 아울러 고강도와 내2차 가공취성을 동시에 확보할 수 있는 강재를 제공하기 위한 것으로, 특히 용융도금강판 제조시 예상되는 표면의 선택적 산화에 의해 야기되는 표면결함들을 억제하고 소둔 후 결정립 크기를 적절히 제어함으로써 소부경화성과 상온 내시효성이 우수하며, 동시에 소부경화량이 30MPa이상인 인장강도 340~390MPa급 고강도 소부경화강 및 그 제조방법을 제공하기 위한 것이다.

### 과제 해결수단

[0016] 본 발명은, 중량%로, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.05%, S:0.01% 이하, Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하, Ti:0.003% 이하, Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

[0017] 상기 Mn과 P는

$$[0018] \quad DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}C)$$

[0019] 의 관계를 만족하며,

[0020] 상기 Al 및 P는

$$[0021] \quad P \leq -0.048 \cdot \log_e (Al) - 0.07$$

[0022] 의 관계를 만족하는 것을 특징으로 하는 소부경화강을 제공한다. 이 경우, 소부경화강의 결정립 크기는 ASTM No.9 이상임이 바람직하다.

[0023] 나아가 본 발명은, 중량%로, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.05%, S:0.01% 이하, Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하, Ti:0.003% 이하(0을 제외), Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며

[0024] 상기 Mn 및 P사이에는 다음의 관계

$$[0025] \quad DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}C)$$

[0026] 를 만족하는 강 슬라브에 대하여,

[0027] 1200℃ 이상의 온도로 가열하는 가열 단계, 900~950℃에서 열간 마무리 압연하는 열간압연 단계, 상기 열간압연된 강판을 권취하는 권취단계, 공냉 후 스케일을 제거한 후, 70~80%의 압하율로 냉간압연하는 냉간압연 단계, 750~830℃에서 연속소둔하는 소둔 단계 및 1.2~1.5%의 압하율로 조절압연하는 조절압연 단계를 포함하는 것을

특징으로 하는 소부경화강의 제조방법을 제공한다. 이 경우, 상기 권취단계는 권취온도가 600~650℃에서는 상기 Al 및 P 사이에 다음의 관계

[0028] 
$$P \leq -0.048 \cdot \log_e (Al) - 0.07$$

[0029] 를 만족하며 이루어지는 것이 바람직하며, 권취온도가 600℃ 이하에서는 상기 P-Al 조건 없이 이루어질 수 있다.

[0030] 나아가 본 발명은, 중량%로, C:0.0016~0.0025%, Si:0.02% 이하, Mn:0.2~1.2%, P:0.01~0.05%, S:0.01% 이하, Al:0.08~0.12%, N:0.0025% 이하, Ti:0.003% 이하, Nb:0.003~0.011%, Mo:0.01~0.1%, B:0.0005~0.0015% 이하 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하며,

[0031] 상기 Mn과 P는

[0032] 
$$DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}C)$$

[0033] 의 관계를 만족하는 강 슬라브에 대하여,

[0034] 1200℃ 이상의 온도로 가열하는 가열 단계, 900~950℃에서 열간 마무리 압연하는 열간압연 단계, 600~650℃에서 권취하는 권취단계, 권취 후 30분 이내에 수냉 후 스케일을 제거하고, 70~80%의 압하율로 냉간압연하는 냉간압연 단계, 750~830℃에서 연속소둔하는 소둔 단계 및 1.2~1.5%의 압하율로 조질압연하는 조질압연 단계를 포함하는 것을 특징으로 하는 소부경화강의 제조방법을 제공한다.

## 효 과

[0035] 본 발명에 의한 소부경화강은 상온 내시효성이 우수하며, 동시에 소부경화량이 30MPa이상이고 인장강도 340~390MPa급인 고강도 특성을 가져 각종 자동차용 부품으로 사용하기에 적합하다.

## 발명의 실시를 위한 구체적인 내용

[0036] 본 발명은 중량%로 C : 0.0016~0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2~1.2%, P : 0.01~0.05%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08~0.12%, N : 0.0025% 이하, Ti : 0~0.003%, Nb : 0.003~0.011%, Mo : 0.01~0.1% 및 B : 0.0005~0.0015% 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 포함하는 소부경화강 및 상기 조성의 슬라브에 대하여 1200℃ 이상에서 균질화 열처리, 900~950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연, 권취 후 냉각하는 단계를 포함하는 소부경화강의 제조방법에 관한 것이다. 이 경우, 상기 권취 온도가 600~650℃에서는 열연강판 표면의 선택적 산화에 의한 표면결함을 방지하기 위해 하기 식 1과 같은 관계식을 통해 P 및 Al의 함량을 제어한다.

[0037] [식 1]

[0038] 
$$P \leq -0.048 \cdot \log_e (Al) - 0.07$$

[0039] 단, 본 발명의 다른 견지에서는 상기 식 1의 조건을 만족하지 않아도 표면 결함을 최대한 제어할 수 있는 수단으로 600~650℃에서 권취하고 30분 이내에 수냉하거나, 또는 600℃ 이하에서 권취하고 자연냉각 하는 것 방법을 제공한다.

[0040] 그리고 상기 열간압연 코일은 이어서 염산용액에 의하여 스케일이 제거된 후, 70~80%의 압하율로 냉간압연되며, 750~830℃의 온도범위에서 연속소둔 및 1.2~1.5%의 압하율로 조질압연되어 강판으로 제조된다.

[0041] 상술한 방법으로 제조된 강판을, 소둔 후 결정립크기가 ASTM Number(이하 단순히 'No'라 함)가 9 이상으로 미세

하게 관리함으로써 소부경화량(BH)이 30MPa 이상이며, AI(Aging Index)값이 30MPa 이하인 특성을 가진다. 나아가 우수한 DBTT 특성을 확보하기 위해 Mn과 P의 함량을 하기 식 2를 만족하도록 조절함으로써 표면특성과 더불어 내2차 가공취성이 우수한 인장강도 340MPa급 고강도 소부경화형 냉간압연강판 및 용융도금강판을 제공할 수 있다.

[0042] [식 2]

[0043] 
$$DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^{\circ}C)$$

[0044] 일반적으로 강재에 C나 N을 첨가하면 열연단계에서 Al, Ti 또는 Nb 등의 석출물 형성원소와 결합하여 TiN, AlN, TiC,  $Ti_4C_2S_2$ , NbC 등의 탄질화물들이 형성된다. 하지만 이러한 탄질화물 형성원소들과 결합하지 못한 탄소나 질소는 강 중에서 고용상태로 존재하게 되어 소부경화성 또는 시효성에 영향을 미치게 된다. 특히 질소는 탄소에 비해 확산속도가 매우 크기 때문에 BH성의 상승에 대비 내시효성의 열화가 매우 치명적이다. 따라서 일반적으로 질소는 강중에서 가능한 제거하는 것이 바람직한 경우가 많다. 특히 Al 또는 Ti가 고온에서 탄소보다 질소와 우선 석출하게 되므로 강중에 질소에 의한 BH성이나 시효성은 거의 없다고 판단해도 큰 문제는 없다.

[0045] 그러나 C는 강에 필수불가결하게 들어가는 원소로서 그 함량에 따라 강의 특성이 정해진다. 특히 소부경화강 분야에서는 이러한 탄소의 역할이 매우 중요하며 강 중에 존재하는 소량의 고용C의 존재로 소부경화성 및 내시효성이 변화할 수 있다.

[0046] 다만, 강중에 존재하는 고용C들도 존재하는 위치, 즉 결정립계에 존재하느냐 또는 결정립내에 존재하느냐에 따라 소부경화성 및 시효성에 미치는 영향이 달라질 수 있다. 예를 들어, 흔히 내부마찰시험을 통해 측정할 수 있는 고용C는 주로 결정립 내에 존재하며 이동이 비교적 자유롭기 때문에 가동전위와 결합하여 시효특성에 영향을 미치게 된다. 이러한 시효특성을 평가하는 항목이 시효지수, 즉 AI(Aging Index)로써, 일반적으로 AI값이 30MPa 이상이면 상온 6개월 유지 전에 시효결합이 발생하여 프레스 가공시 심각한 결함으로 나타날 수 있다.

[0047] 결정립계 내에 존재하는 고용C들은 비교적 안정한 영역인 결정립계에 존재함으로써 내부마찰과 같은 진동 시험법에 의해서는 검출하기 어렵다. 결정립계 내에 존재하는 고용C들은 비교적 안정된 위치에 존재하기 때문에 AI와 같은 저온의 시효특성에서는 그 영향을 거의 미치지 못하며, 소부경화성과 같은 고온의 베이킹(baking) 조건에서 활성화되어 영향을 미치게 된다. 따라서 결정립에 존재하는 고용C는 시효성과 소부경화성에 동시에 영향을 미치지만 결정립계에 존재하는 고용C들은 소부경화성에만 영향을 미친다고 할 수 있다.

[0048] 그러나 결정립계는 비교적 안정한 영역이기 때문에 결정립계 내에 존재하는 모든 고용C들이 소부경화성에는 영향을 미치지 못하며, 통상 결정립계내에 존재하는 고용C량의 50% 정도가 소부경화성에 영향을 미친다고 알려져 있다. 이러한 고용C의 존재상태를 적절히 제어, 즉 첨가된 고용C를 가능한 결정립내보다는 결정립계에 존재시킬 수 있도록 제어한다면, 내시효성과 소부경화성을 동시에 확보할 수 있을 것으로 예측된다.

[0049] 이를 위해 우선 강 중에 첨가하는 탄소량의 적절한 관리와 더불어 결정립크기를 제어하는 것이 중요하다. 이는 첨가되는 탄소량이 매우 많거나 작을 경우 고용C의 존재위치를 제어해도 적절한 소부경화성과 내시효성을 확보하는 것이 곤란한 경우가 많기 때문이다.

[0050] 도 1은 결정립크기 변화에 따른 소부경화량(BH)값과 시효지수(AI치)의 관계를 나타낸 것이다. 도 1에서 볼 수 있듯이 grain size number(No)가 증가하여 결정립이 미세해질수록 BH값 대비 AI치의 저하가 현저하며, 이로 인해 BH-AI치가 점차 증가하여 내시효성이 우수해진다는 사실을 알 수 있다. 이러한 도 1의 결과를 바탕으로 본



발명자는 강 중에 존재하는 고용C를 가능한 많이 결정립계 내에 분포하도록 제어하기 위하여 소둔판 결정립크기를 적정 수준 이하로 미세화시키고자 하였다. 그 결과, 소부경화성의 열화를 최소화하면서 내시효성을 극대화시키기 위한 결정립 크기를 ASTM No. 9이상으로 제어하는 것이 바람직하다는 사실을 알 수 있었다.

[0051] 이하 본 발명의 강재를 구성하는 성분계(중량%)에 관하여 상세히 설명한다.

[0052] 탄소(C)는 고용강화와 소부경화성을 나타내는 원소이다. 탄소함량이 0.0016%미만인 경우 매우 낮은 탄소함량에 의해 인장강도가 부족하며 Nb첨가에 의한 결정립 미세화 효과를 도모하더라도 강중에 존재하는 절대 탄소함량이 낮아 충분한 소부경화성이 얻어지지 않는다. 또한 고용C-P간의 자리경쟁효과(site competition effect)가 없어져 내2차 가공취성 측면에서도 매우 열화하게 된다. 반면 탄소의 양이 0.0025%를 초과하게 되면 탄소함량이 과도하게 증가하여 결정립 크기가 미세해지더라도 결정립 내에 존재하는 고용C량이 첨가되는 총탄소량에 비례하여 증가되어 강중 고용C량 증가에 따라 상온 내시효성이 열화될 수 있다. 본 발명에서는 이러한 조건들을 충족시키기 위해 첨가되는 총탄소량을 0.0016~0.0025%로 한정하였다.

[0053]

[0054] 실리콘(Si)은 강도를 증가시키는 원소로서 첨가량이 증가할수록 강도는 증가하나 연성의 열화가 현저하며, 특히 과량의 Si첨가는 용융도금층을 열화시킬 수 있으므로 본 발명에서는 가능한 낮게 첨가하는 것이 유리하다. 따라서, 이러한 재질열화 및 도금특성열화를 방지하기 위해 Si의 첨가량을 0.02% 이하로 제한한다.

[0055] 망간(Mn)은 연성의 손상없이 입자를 미세화시키며 강 중 S를 완전히 MnS로 석출시켜 FeS의 생성에 의한 열간취성을 방지하고 강을 강화시키는 원소이다. Mn의 함량이 0.2% 미만에서는 적절한 인장강도의 확보가 곤란한 반면, 1.2%를 초과하면 고용강화에 의해 강도가 급격하게 증가하고 성형성이 열화되며, 특히 용융도금강판 제조시 소둔공정에서 MnO와 같은 산화물이 표면에 다량 생성되어 도금밀착성의 저하, 줄무늬 등과 같은 도금결함들의 다량 발생 우려가 존재하여 최종 제품의 품질에 좋지 않으므로 그 첨가량은 0.2~1.2%로 제한한다.

[0056] 인(P)은 고용강화효과가 큰 치환형 합금원소로서 면내 이방성을 개선하고 강도를 향상시키는 역할을 한다. 또한, P는 열연판 결정립을 미세화시켜 향후 소둔단계에서 평균 r치의 향상에 유리한 (111)집합조직의 발달을 조장한다. 특히, 소부경화성의 영향측면에서 탄소와의 site competition 효과에 의해 인의 함량이 증가할수록 소부경화성이 증가하는 경향을 나타낸다. 그러나 P는 아래와 같은 2가지 문제를 가지고 있는데, 첫째는 P가 열간압연과 같은 고온에서 강판 표면의 입계를 따라서 선택적인 산화 현상을 촉진하므로, 선택 산화가 심화되는 경우 압연 중 표면이 탈락하여 강판 표면에 결함을 유발할 수 있다. 또한, 상기 선택산화 현상은 강의 성분들 중 Al이 존재하는 경우 가속적으로 증가하여 더욱 위험을 초래할 수 있다.

[0057] 한편 본 발명자들은 이러한 표면결함이 열연 권취온도와도 밀접한 관련이 있음을 발견하였다. 본 발명자의 연구 결과, 750℃의 고온에서 권취하여 서냉할 경우, 도 3에 나타난 바와 같이 단면 직하에 다량의 P 또는 Al계 미세 산화물이 존재하였고, 이러한 산화물들이 용융도금시 선형결합의 원인으로 작용함을 알 수 있었다. 따라서 P와 Al이 동시에 다량 첨가된 강재를 고온에서 권취할 경우, P와 Al의 함량을 제한할 필요가 있다. 나아가 열연 권취공정에서 서냉이 아닌 수냉을 행하는 경우나 권취 온도가 600℃ 이내인 경우는 입계 산화물의 성장할 시간이 제한되므로 입계 산화물의 발달 정도가 약하여 표면 취화 현상이 완화된다. 이러한 경우 냉간 압연시 표층 탈락 및 탈락물에 의한 표면 굽힘을 억제할 수 있다. 이러한 권취 온도 및 냉각 조건에 따른 표면 산화물의 생성은 도 4에 나타나 있다.

[0058] 따라서 본 발명에서 제시하는 제조 공정에서 열연 권취 후 수냉을 하지 않는 경우에는 Al 함량에 따라 P의 함량을 다음 식에 의하여 제한한다.

[0059] [식 1]

[0060] 
$$P \leq -0.048 \cdot \log_e (Al) - 0.07$$

[0061] 또한 P는 그 첨가량이 일정수준 이상 증가하게 되면 결정립계의 결합력 약화에 의해 내2차 가공취성이 열화하는 문제가 있다. 일반적으로 자동차사에서 행해지는 부품의 성형은 수회의 반복 프레스(press) 가공을 거치는데, 1차 프레스 가공 후 그 이후에 행해지는 가공에서 가공크랙(crack)이 발생하는 것이 바로 2차 가공취성이다. 이러한 크랙은 강 중에 존재하는 인(P)이 결정립계로 존재하여 결정립의 결합력을 약화시키기 때문에 입계를 중심으로 파괴가 일어나는 것으로, 2차 가공취성을 제거하기 위해서는 기본적으로 인(P)원소를 가능한 낮게 첨가하는 것이 바람직하다. 그러나 강도의 증가에 비해 연신율의 저하가 가장 작은 고용원소가 P이며, 무엇보다도 비용이 저렴하다는 장점이 있다. 따라서 강재의 고강도화를 도모하기 위해서는 어느 정도 필요하지만, 본 발명강에서는 이러한 P에 의한 2차 가공취성 문제를 해결하고자 P함량을 0.01~0.05% 수준으로 제한하였으며, 이때 P감소에 의한 강도 감소에 대한 보완을 목적으로 Mn의 함량을 함께 고려하였다. 도 6은 Mn 및 P의 첨가에 의한 DBTT특성의 관계를 나타낸 것으로, 본 발명강에서 확보하고자 하는 DBTT -30℃ 이하를 확보하기 위해서는 P함량을 식 2와 같이 Mn과 P의 함량에 대한 관계식을 만족해야 함을 알 수 있다.

[0062] [식 2]

[0063] 
$$DBTT = 803P - 24.4Mn - 58 \leq -30(^\circ C)$$

[0064] 황(S)은 고온에서 MnS의 황화물로 석출시켜 FeS에 의한 열간취성을 방지하여야 하는 원소이다. 그러나 S의 함량이 과다한 경우 MnS로 석출하고 남은 S가 입계를 취화시켜 열간취성을 야기할 수 있다. 또한, S의 첨가량이 MnS 석출물을 완전히 석출시킬 수 있는 양이라도 지나치게 그 양이 많으면 과도한 석출물에 의한 재질열화가 발생할 수 있으므로 그 첨가량을 0.01% 이하로 제한한다.

[0065] 알루미늄(Al)은 통상 강의 탈산을 위해 첨가하나, 본 내발명강에서는 AlN 석출에 의한 결정립 미세화효과 및 소부경화성을 향상시킨다. 일반적으로 Ti 첨가강에서 질소는 1300℃이상의 고온에서 TiN으로 대부분 조대하게 석출하게 되나 본 발명강과 같이 Ti가 30ppm 이하로 매우 소량 첨가된 강은 Sol.Al에 의한 AlN 석출이 발생한다. 본 발명강을 이용하여 다양한 실험을 수행한 결과 Sol.Al을 통상의 수준인 0.02~0.06%의 범위로 존재하는 경우에는 단순히 고용질소를 고정시키는 역할을 수행하지만, 0.08% 이상 첨가하게 되면 AlN의 석출물이 매우 미세하게 되어 소둔 재결정시 결정립의 성장을 방해하는 일종의 배리어(barrier) 역할을 하게 되므로 Sol.Al이 없는 Nb첨가강보다 결정립이 보다 미세해지며, 이로 인해 AI치의 변화없이 소부경화성이 증가하는 효과를 얻을 수 있다. 따라서, 이러한 효과를 얻기 위해서는 Al함량을 최소한 0.08% 이상 첨가한다. 그러나 Al이 0.12%를 초과하여 과다하게 첨가하면, 제강시 산화개재물의 증가로 표면품질이 저하되며, 과다한 Al첨가로 인한 제조비용의 상승을 초래될 수 있으므로, 그 첨가량을 0.08~0.12%로 제한한다.

[0066] 질소(N)는 소둔 전 또는 소둔 후에 고용상태로 존재함으로써 강의 성형성을 열화시키며 시효열화가 다른 침입형 원소에 비해 매우 크므로 Ti 또는 Al에 의해 고정할 필요가 있다. 본 발명강과 같이 소량의 Ti첨가와 더불어 Nb를 적절히 첨가하는 경우는 과도한 질소의 첨가는 강중 고용질소의 발생을 초래하게 된다. 일반적으로 질소는 탄소에 비해 확산속도가 매우 빠르기 때문에 고용질소로 존재할 경우 고용C에 비해 상온 내시효성 열화가 매우 심각하다. 또한 이러한 고용질소의 잔존으로 인해 항복강도가 증가하고 연신율 및 r치가 열화하게 되므로 본 발명과 같이 그 함량을 0.0025% 이하로 제한할 필요가 있다.

[0067] Ti는 탄질화물 형성원소로서 강중에 TiN과 같은 질화물, TiS 또는  $Ti_4C_2S_2$ 와 같은 황화물 및 TiC와 같은 탄화물을 형성시킨다. 그러나 본 발명강에서 Ti는 0.003% 이하로서 소량의 질소를 고정하는 수준으로만 첨가한다. 이러한 미량의 Ti 함량조건을 제시하는 이유는 실 생산시 제강의 조업상 재질특성을 만족시키기 위해 첨가되는 여

러 성분들 중에 극미량의 Ti가 함유되어 있으며, 또한 제강의 연주특성상 동시에 여러 번의 출강을 실시할 경우 앞 출강재에 존재하는 Ti가 본 발명강의 출강재에서 함유될 수 있기 때문이다. 따라서 본 발명강과 같이 내시효성 개선을 위해 Nb를 주된 원소로 제어하는 경우는 별도의 Ti 첨가가 필요없을 수도 있고, 나아가 Ti 첨가시 BH성의 저하가 발생할 수 있지만 실 생산조건을 고려하여 극미량 수준인 0.003% 이하로 Ti의 함량을 제한하였다.

[0068] Nb는 본 발명강에서 제시하는 중요한 원소중의 하나이다. 일반적으로 Nb는 강력한 탄질화물 형성원소로서 강중에 존재하는 탄소를 NbC 석출물로 고정시키며, 특히 생성된 NbC 석출물은 다른 강 중 석출물에 비하여 매우 미세하여 재결정 소둔시 결정립 성장을 방해하는 강력한 배리어 역할을 할 수 있다. 따라서, Nb에 의한 결정립 미세화 효과는 이러한 NbC 석출물의 효과에 의한 것이며, 이는 강중 고용C를 잔존시킴으로써 고용C에 의한 소부경화성을 도모할 수 있다. 이를 위해 강중 NbC 석출물의 양을 적절히 제어하고 또한 재질의 열화를 최소화하는 범위에서 고용C를 잔존시키는 것이 필요하다. 따라서 본 발명에서는 NbC 석출물에 의한 결정립 미세화 효과의 도모 및 적절한 강중 고용C 잔존을 통한 소부경화성 확보를 위해 탄소 함량(16-25ppm)을 고려한 수치로 Nb를 0.003~0.011%로 한정한다.

[0069] Mo는 본 발명에서 매우 중요한 원소중의 하나이다. Mo는 강 중에 고용되어 강도를 향상시키거나 Mo계 탄화물을 형성한다. 특히 본 발명에서 Mo는 고용상태로 존재시 결정립계의 결합력을 증가시켜 인(P)에 의한 결정립계 파괴 문제, 즉 내2차 가공취성을 개선하는 역할을 한다. 또한 고용C와의 친화력에 의해 탄소의 확산이 억제되어 내시효성 역시 향상된다. 따라서 본 발명에서는 Mo를 0.01% 이상 첨가한다. 하지만, Mo함량이 0.1%를 초과하여 지나치게 과다한 경우에는 내2차 가공취성 및 내시효성의 개선효과가 포화되며 경제성이 떨어진다. 따라서, Mo 함량은 0.01~0.1%의 범위로 제한한다.

[0070] B는 침입형 원소로서 강 중에 존재하게 되며 입계에 고용되거나 또는 질소와 결합하여 BN의 질화물을 형성한다. B는 첨가량 대비 재질의 영향이 매우 큰 원소로서 그 첨가량을 엄격히 제한할 필요가 있다. 즉 소량의 B이라도 강 중에 첨가하게 되면 입계에 편석하여 내2차 가공취성을 개선할 수 있지만, 일정량 이상으로 첨가하게 될 경우 강도의 증가 및 연성의 현저한 감소로 인한 재질열화가 발생하기 때문에, 본 발명강에서는 B를 0.0005~0.0015%로 제한하여 첨가한다.

[0071] 상기의 조성을 가지는 슬라브(Slab)를 열간압연 전에 오스테나이트 조직이 충분히 균질화될 수 있는 1200℃ 이상의 온도로 가열하고 Ar<sub>3</sub> 온도 직상 범위인 900~950℃ 에서 열간압연을 마무리 한다.

[0072] 슬라브온도가 1200℃ 미만에서는, 강의 조직이 균일한 오스테나이트 결정립이 되지 못하며 혼립이 발생하게 되므로 재질의 열화가 초래될 수 있으며, 열간압연 마무리 온도가 900℃ 미만에서는 열연코일의 상(top), 하(tail)부 및 가장자리가 단상영역으로 되어 면내 이방성의 증가 및 성형성이 열화될 수 있고, 950℃를 초과하는 경우에는 현저한 조대립이 발생하여 가공 후에 표면에 오렌지 필(orange peel)등의 결함이 생길 수 있다.

[0073] 열간압연 가공 후 결정립 크기가 ASTM No.로 9 이상의 적절한 결정립 미세화 효과의 더불어 과도한 결정립 미세화에 의한 성형성 악화를 방지하기 위해 본 발명은 Al-P의 관계를 제어함과 동시에 권취단계를 수행한다. 여기에서 본 발명의 제1 건지에서는 권취온도를 600~650℃로 수행한다. 만일 상기 권취 온도가 650℃를 초과할 경우에는, 소둔 후 결정립의 크기가 증가하여 다른 조건을 만족해도 충분한 결정립 미세화 효과를 얻을 수 없으며, 또한 P의 입계편석이 증가하여 내2차 가공취성이 열화할 수 있다. 반면 권취 온도가 600℃ 미만인 경우에는 Al 및 P에 의한 열연 극표층의 선택산화는 작아지지만 열연 압연 부하가 높아지게 된다. 권취 후 공냉에 의하여 냉각하는 경우에는 상기 Al-P 관계식인 식 1의 관계를 만족하는 것이 중요하다.

[0074] 도 5는 P와 Al의 성분을 다양하게 변화시킨 시험편에 대하여 권취온도 620℃에서 열연 강판 표면의 입계산화를 관찰하여 표면 취화가 일어날 가능성이 있는 경우 X를 표면 취화로부터 안전한 경우는 O를 표시하였다. 하기 도 5에 의할 때, 표면 취화를 제어하기 위해서는 Al 및 P의 조성을 적절하게 관리하여야 함을 알 수 있다.

[0075] 또한, 본 발명의 제2 건지에 의하면 상기 식 1의 관계를 만족하지 않아도 권취 후 30분 이내에 수냉을 실시하여

열연 극표층의 선택산화의 성장을 억제할 수 있다. 나아가 본 발명의 제3 견지에서는 권취 온도를 600℃ 이하로 설정하여 공정을 수행할 수 있다. 상기 제3 견지 역시 Al-P의 관계식을 만족할 필요는 없으며, 권취온도만을 조절함으로써 표면의 취화를 방지할 수 있다. 상기 제3 견지는 상기 제1 견지에 비해 권취온도가 낮고 Al-P 관계식에 제한되지 않으므로 일응 유리해보일 수 있으나, 권취온도가 낮은 것이 항상 공정에 바람직한 것은 아닌바, 후속 공정의 종류나 성질에 따라 적절한 권취조건으로 본 발명의 소부경화강을 제조할 수 있다.

[0076] 열간압연이 완료된 강은 통상의 방법으로 산세를 행한 후 70~80%의 높은 냉간압연율로 냉간압연을 행한다. 본 발명에서 냉간압연율이 70% 이상으로 높은 이유는 결정립 미세화 효과에 의한 내시효성 개선과 더불어 성형성, 특히 r치를 개선하기 위함이다. 반면 냉간압연율이 80%를 초과하면 결정립 미세화 효과는 크지만 과도한 압연율에 의해 결정립의 미세정도가 너무 커져서 오히려 재질의 경화를 초래하게 되며 또한 과도한 냉간압연율 증가에 의해 r치가 점차 감소할 수 있다.

[0077] 냉간압연이 완료된 강은 750~830℃의 온도범위에서 통상의 방법에 의해 연속소둔 작업을 행한다. Nb첨가강은 Ti첨가강에 비해 재결정온도가 높기 때문에 770℃ 이상의 온도에서 소둔작업을 수행한다. 이는 소둔온도가 750℃ 미만일 경우에는 미재결정된 결정립의 존재로 인해 항복강도가 증가하고 연신을 및 r치가 열화될 수 있기 때문이다. 하지만, 소둔온도가 830℃를 초과하면 성형성은 개선될 수 있지만 결정립의 크기가 본 발명강에서 추구하는 결정립 크기인 ASTM No. 9보다 작아져서 AI값이 30MPa 이하가 되어 내시효성이 열화된다.

[0078] 상기의 제조방법으로 제조된 소부경화강을 이용하여 적정 소부경화성과 더불어 상온 내시효성을 확보할 목적으로 통상의 조질압연율 보다 다소 높은 1.2~1.5%의 압하율로 조질압연을 행한다. 조질압연율을 1.2% 이상으로 다소 높게 설정한 이유는 강 중 고용C에 의한 상온 내시효열화를 방지하기 위함이다. 그러나 조질압연율이 1.5%를 초과하면 상온 내시효성은 향상될 수 있어도 조질압연율이 높아 가공경화가 발생하여 재질이 열화되고, 특히 용융도금관광으로 제조할 경우 과도한 조질압연에 의해 도금밀착성이 열화되어 도금층의 박리가 발생할 수 있는바, 1.2~1.5%의 조질압연율로 제한한다.

[0079] 이하 실시예를 통해 본 발명을 상세히 설명한다.

[0080] (실시예)

[0081] 하기 표 1은 표면특성과 재질특성을 동시에 만족시키기 위해 C, P, Ti, Nb, Sol.Al 및 Mo의 양을 엄격 제어한 발명강 및 비교강들의 화학성분을 나타낸 것으로서 발명강 1-6번 및 비교강 1-8번을 나타내고 있다.

표 1

[0082]

강종	화학성분(wt%)									
	C	Mn	P	S	Sol.Al	Ti	Nb	N	Mo	B
발명강 1	0.0021	0.58	0.032	0.0082	0.087	0	0.008	0.0016	0.034	0.0005
발명강 2	0.0022	0.73	0.012	0.0081	0.098	0	0.01	0.0024	0.048	0.0005
발명강 3	0.0023	0.75	0.022	0.0058	0.105	0.0025	0.0082	0.0019	0.061	0.0007
발명강 4	0.002	0.61	0.031	0.0083	0.118	0.0015	0.0073	0.0015	0.059	0.0005
발명강 5	0.0017	0.98	0.036	0.0070	0.105	0	0.004	0.0017	0.051	0.0008
발명강 6	0.0019	1.01	0.04	0.0063	0.089	0	0.005	0.0020	0.062	0.0009
비교강 1	0.0054	0.64	0.039	0.0071	0.082	0.001	0.011	0.0017	0.021	0.0007
비교강 2	0.0022	0.63	0.036	0.0085	0.04	0.025	0.009	0.0015	0.015	0.0005
비교강 3	0.0012	0.65	0.04	0.0072	0.075	0.001	0.0105	0.0019	0.059	0.0008
비교강 4	0.0021	0.93	0.036	0.0089	0.043	0	0.022	0.0017	0.021	0.0006
비교강 5	0.0022	0.049	0.062	0.0066	0.071	0.002	0.009	0.0022	0	0.0007
비교강 6	0.0019	0.99	0.059	0.0078	0.041	0.001	0.008	0.0021	0	0

비교강 7	0.0021	0.62	0.047	0.0085	0.061	0	0.008	0.0019	0	0
비교강 8	0.0023	0.98	0.12	0.0078	0.098	0.001	0.009	0.0023	0.031	0

[0083] 상기 표1의 강들을 이용하여 열연 권취온도 610~640℃의 열간압연을 행하고 70~78%의 냉간압연율로 압연 및 780~830℃의 소둔온도에서 연속소둔하고 용융도금온도 460℃에서 도금 및 약 530℃에서 합금화 처리후 약 1.5%의 조질압하율로 조질압연을 행하여 도금결합 판정결과와 더불어 BH값, AI치, 결정립크기 및 내2차 가공취성을 평가하는 항목으로서 가공비 2.0에서 DBTT를 측정한 결과를 나타내었다 또한, 도 2에서 나타난 바와 같이 발명강 및 비교강들에 대하여 선형 결함 여부를 판단하였다.

표 2

강종	CT	소둔온도	TS	BH (MPa)	AI (MPa)	Grain size No.	DBTT (℃)	도금 결합
발명강 1	620℃	800℃	355.8	42.7	22.8	10.5	-45	◎
발명강 2	620℃	810℃	357.3	40.2	16.8	9.8	-65	◎
발명강 3	620℃	780℃	361.4	41.3	17.9	9.9	-60	◎
발명강 4	610℃	800℃	365.7	44.4	20.5	10.5	-50	◎
발명강 5	640℃	790℃	357.9	50.2	29.1	10.0	-50	◎
발명강 6	620℃	820℃	367.8	47.6	25.7	11.1	-50	◎
비교강 1	620℃	810℃	370.0	62.7	51.2	11.2	-40	◎
비교강 2	640℃	800℃	346.2	16.1	12.5	8.1	-40	◎
비교강 3	620℃	810℃	368.9	0.0	0.0	8.2	-40	◎
비교강 4	630℃	800℃	391.4	0.0	0.0	9.1	-50	◎
비교강 5	620℃	810℃	349.3	38.3	24.1	10.9	0	×
비교강 6	630℃	790℃	363.6	38.9	26.6	9.2	-10	△
비교강 7	620℃	810℃	353.8	41.1	27.0	9.5	-15	◎
비교강 8	640℃	820℃	407.2	40.9	20.6	9.8	15	×

[0085] (단, 도금결합 : ◎ (1km당 결함수 10개 이내), △ (1km당 결함수 10~100개), × (1km당 결함수 100개 이상))

[0086] 상술한 조건을 통해 나타난 발명강의 결정립 크기는 ASTM No.로 9.8~11.5 (평균 결정립크기 6.7~12.0 $\mu$ m)로서 본 발명강에서 제시한 ASTM No. 9 이상인 조건 모두 만족한 것을 알 수 있다. 또한, 본 발명의 조건을 만족하는 발명강들은 BH값이 38.1~50.2MPa, AI값이 8.0~29.1MPa 범위에 있어 소부경화성과 내시효성이 매우 우수하며, 또한 DBTT가 -45℃ 이하로서 본 발명강에서 제시하는 DBTT 조건인 -30℃ 이하를 충분히 만족하고 있음을 알 수 있었다. 나아가 P함량의 적정화를 통해 용융도금재의 도금결합이 코일 1km당 표면결합이 10개 이내로서 매우 우수한 제품을 확보가 가능함을 알 수 있었다.

[0087] 반면, 비교강 1의 경우에는 C 함량이 0.0054%로 높아서 열연 권취온도, 소둔온도 등의 공정 조건을 만족하였으며 재결정립 크기 역시 ASTM No.로 11.2로서 매우 미세하게 나타났으나 높은 탄소함량으로 인하여 BH값이 매우 높고 AI치가 51.2MPa로서 본 발명강에서 제시하는 적정 범위를 벗어나고 있다.

[0088] 그리고 비교강 3은 Sol.AI 및 Ti함량이 본 발명강의 조건을 벗어나서, AlN에 의한 결정립 미세화효과 및 BH값 상승효과가 나타나지 않았으며, 나아가 높은 Ti함량의 첨가에 의해 강 중 첨가된 모든 탄소가 TiC로 석출되어 소부경화성도 문제가 된다. 또한 다량의 Ti첨가에 의해 재질이 다소 연화되어 결정립 크기 역시 본 발명강에서 요구하는 수준보다 다소 증가하였다.



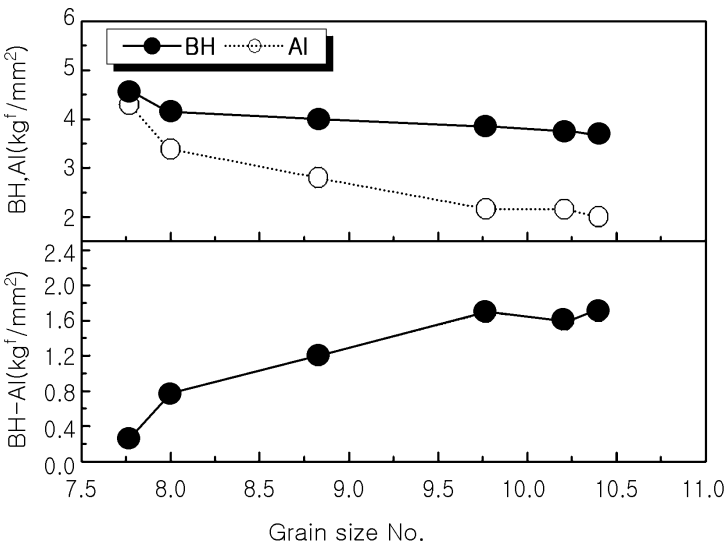
- [0089] 비교강 4는 C 함량이 낮아 결정립이 조대해지고 BH성 및 AI성이 얻어지지 않았다. 또한, 비교강 5는 Sol.Al 함량과 Nb함량이 본 발명의 범위에서 벗어나서 결정립 미세화 효과와 BH값의 개선효과를 얻을 수 없었으며, Nb 함량이 높아서 강 중 고용C가 전부 NbC 석출물로 형성되어 BH값이 전혀 얻어지지 않았다.
- [0090] 비교강 5는 P함량이 본 발명강에서 제시한 수준보다 높았으며, 또한 Mo와 B이 전혀 첨가되지 않아 Mo와 B에 의한 내2차 가공취성 개선 효과가 나타나지 않았다. 또한 P함량이 0.062%로 높아 고AI 첨가강인 본 발명강에서 P와 AI의 상호작용이 발생하였고 이로 인하여 열연단계에서부터 표면산화물이 증가하였다. 따라서 이러한 산화물의 증가로 인해 용융도금재로의 제조시 도 2에 나타난 것과 같은 선형결함 등의 표면결함이 다량 발생하였다.
- [0091] 비교강 6은 P함량이 0.059%로서 본 발명강의 조건을 벗어났고, 또한 Slo.Al이 낮게 첨가되었으며 Mo가 전혀 첨가되지 않았다. 따라서 상기 표 2에서 보는 바와 같이 BH성과 AI성은 만족하지만 높은 P함량과 Mo의 미첨가로 결정립간 결합력감소로 인해 DBTT특성이 열화하였으며, 표면결함 또한 본 발명강의 제시수준인 coil 1km당 10개 이내를 초과하였다.
- [0092] 비교강 7은 Sol.Al의 함량이 낮고, Mo 및 B이 전혀 첨가되지 않았다. 따라서, Sol.Al의 낮은 함량에 의해 결정립 미세화효과 및 소부경화성이 더욱 개선될 수 있는 여지가 없고, Mo 및 B의 미첨가로 인해 DBTT특성이 열화되었다.
- [0093] 비교강 8은 P함량이 0.12%로서 본 발명강에서 제시한 성분범위인 0.01~0.05%를 훨씬 초과하였으며, 또한 B이 첨가되지 않은 강이다. Mo에 의해 DBTT특성이 소량 개선된다고는 하지만 P의 첨가량이 매우 높아 그 개선효과에는 한계가 있었으며, 특히 B의 미첨가로 인해 DBTT특성의 개선효과를 상실하였다. 이러한 효과로 인해 DBTT가 15℃로서 매우 높았으며, 특히 과도한 P첨가에 의해 용융도금재의 표면결함이 매우 증가하였다.

### 도면의 간단한 설명

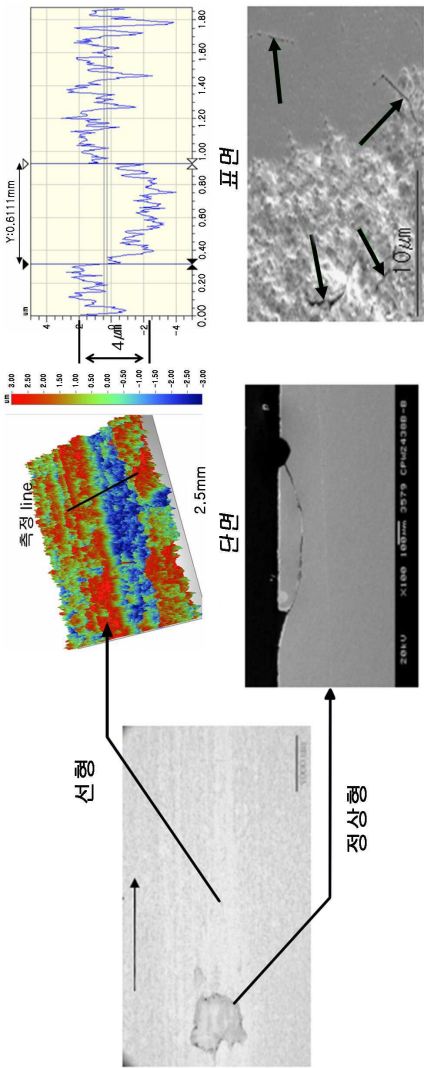
- [0094] 도 1은 소부경화성 및 시효지수에 미치는 결정립크기의 영향을 나타낸 그래프.
- [0095] 도 2는 선형결함의 미세구조를 분석한 도면.
- [0096] 도 3은 750℃ 권취재의 금속 표면의 입계면에 형성되는 미세 산화물 및 EDS 분석결과를 나타낸 도면.
- [0097] 도 4는 권취 온도에 따른 금속 표층의 미세산화물 분포를 나타낸 사진.
- [0098] 도 5는 P와 AI의 함량에 따른 결함 발생 및 미발생 구역을 나타낸 그래프.
- [0099] 도 6는 P와 Mn의 함량에 따른 2차 가공취성 특성의 변화를 나타낸 그래프.

도면

도면1

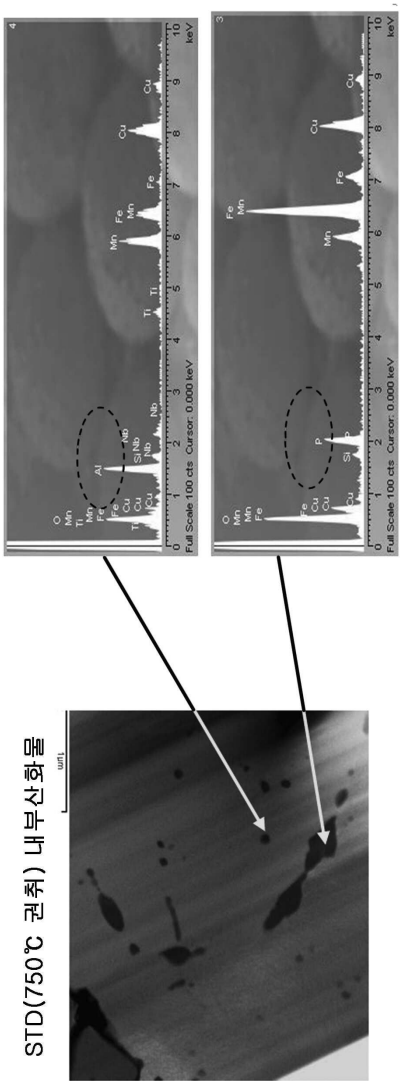


도면2

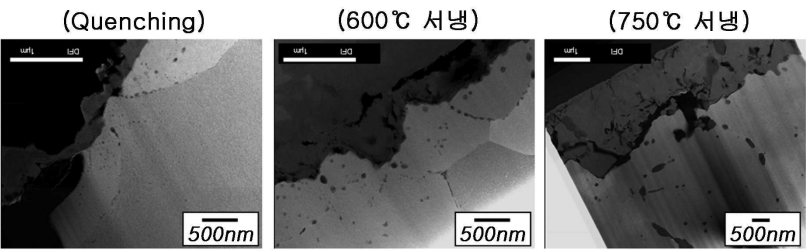




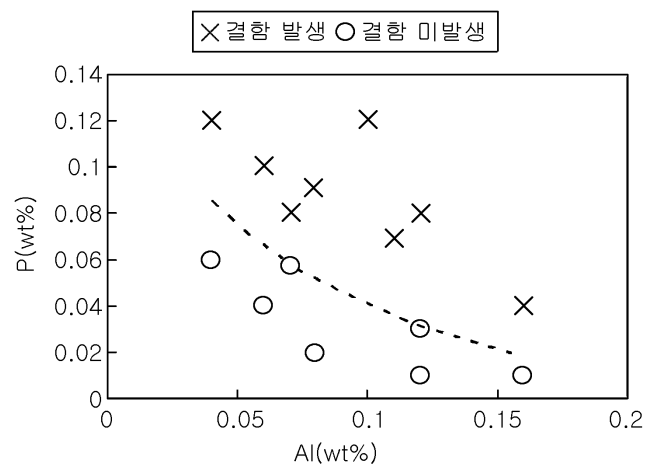
도면3



도면4



도면5



도면6

