

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2019-531408

(P2019-531408A)

(43) 公表日 令和1年10月31日(2019.10.31)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 S	4 K 0 2 6
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 G	
C 2 3 C 22/07 (2006.01)	C 2 3 C 22/07	

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 20 頁)

(21) 出願番号 特願2019-511410 (P2019-511410)
 (86) (22) 出願日 平成29年8月29日 (2017. 8. 29)
 (85) 翻訳文提出日 平成31年2月25日 (2019. 2. 25)
 (86) 国際出願番号 PCT/CN2017/099421
 (87) 国際公開番号 W02018/041089
 (87) 国際公開日 平成30年3月8日 (2018. 3. 8)
 (31) 優先権主張番号 201610771232.6
 (32) 優先日 平成28年8月30日 (2016. 8. 30)
 (33) 優先権主張国・地域又は機関 中国 (CN)

(71) 出願人 302022474
 宝山鋼鉄股▲分▼有限公司
 中華人民共和国201900 上海市宝山
 区富▲錦▼路885号
 (74) 代理人 110001195
 特許業務法人深見特許事務所
 (72) 発明者 周 ▲シュ▼
 中華人民共和国201900 上海市宝山
 区富▲錦▼路885号
 (72) 発明者 鐘 勇
 中華人民共和国201900 上海市宝山
 区富▲錦▼路885号
 (72) 発明者 金 ▲シン▼ ▲イエ▼
 中華人民共和国201900 上海市宝山
 区富▲錦▼路885号

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 リン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

冷間圧延高強度鋼板(1)及びその製造方法を提供する。鋼板(1)は、化学成分が重量百分率で、C 0.15~0.25%、Si 1.50~2.50%、Mn 2.00~3.00%、P 0.02%、S 0.01%、Al 0.03~0.06%、N 0.01%であり、残部がFe及び不可避不純物元素であり、表層に厚さ1~5µmの内部酸化層(2)が存在し、表面にSi、Mn元素が富化されていなく、優れたリン酸塩処理性と成形性を有し、引張り強度が1180MPa以上、伸び率が14%以上であり、フェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイトを含む複合組織を有し、残留オーステナイト含有量が5%以上である。連続焼鈍の工程で、露点を-25~10とし、外部酸化から内部酸化に変化させる。

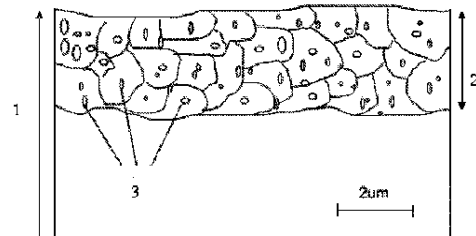


图1

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

化学成分が、重量百分率で、C 0.15～0.25%、Si 1.50～2.50%、Mn 2.00～3.00%、P 0.02%、S 0.01%、Al 0.03～0.06%、N 0.01%を含み、残部がFe及び不可避不純物元素であるリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板であって、前記鋼板の表層に厚さ1～5μmの内部酸化層が存在し、前記内部酸化層は鉄をマトリックスとし、当該マトリックスは酸化物粒子を含有し、前記酸化物粒子はSi酸化物、SiとMnとの複合酸化物のうちの少なくとも1種であり、鋼板の表面にSi、Mn元素が富化されていなく；

前記酸化物粒子の平均直径は50～200nmであり、酸化物粒子間の平均間隔は、以下の関係を満足しており、

【数 1】

$$A = 0.247 \times (0.94 \times [\text{Si}] + 0.68 \times [\text{Mn}])^{1/2} \times d$$

$$B = 1.382 \times (0.94 \times [\text{Si}] + 0.68 \times [\text{Mn}])^{1/2} \times d$$

$$A \leq \lambda \leq B$$

そのうち、[Si]は鋼におけるSiの含有量%であり；[Mn]は鋼におけるMnの含有量%であり；dは酸化物粒子の直径であり、単位がnmである。

【請求項 2】

前記鋼板は、さらにCr 0.01～1.0%、Mo 0.01～0.5%及びNi 0.01～2.0%のうちの少なくとも1種を含むことを特徴とする請求項1に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板。

【請求項 3】

前記鋼板は、さらにTi 0.005～0.05%、Nb 0.005～0.1%及びV 0.005～0.1%のうちの少なくとも1種を含むことを特徴とする請求項1に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板。

【請求項 4】

前記酸化物粒子は、酸化ケイ素、ケイ酸マンガン、ケイ酸鉄、及びケイ酸フェロマンガンのうちの少なくとも1種であることを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板。

【請求項 5】

前記リン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板の室温組織はフェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイトを含む複合組織であり、そのうち、残留オーステナイト含有量が5%以上であることを特徴とする請求項1に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板。

【請求項 6】

前記冷間圧延高強度鋼板の引張強度が1180MPa以上、伸び率が14%以上であることを特徴とする請求項1に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板。

【請求項 7】

以下の工程：

1) 製錬、鑄造

前記化学成分になるように製錬し、鑄造して、スラブを製造し；

2) 熱間圧延、巻き取り

スラブを1170～1300℃に加熱し、0.5～4h保温し、圧延し、仕上げ圧延温度を850℃以上に制御し；巻き取りにおいて、巻き取り温度を400～700℃として、熱間圧延コイルを得り；

3) 酸洗い、冷間圧延

熱間圧延コイルを巻き出し、酸洗い及び冷間圧延を行い、酸洗い速度を150m/min

10

20

30

40

50

n 以下とし、冷間圧延の圧下率を 40 ~ 80 % として、圧延硬質帯鋼を得り；

4) 連続焼鈍

得られた圧延硬質帯鋼を巻き出し、洗浄して、温度 790 ~ 920 まで均一に加熱し、30 ~ 200 s 保温し、そのうち、加熱速率を 1 ~ 20 / s とし、加熱ゾーン及び保温ゾーンの雰囲気として、N₂ - H₂ 混合ガスを使用し、そのうち、H₂ 含有量が 0.5 ~ 20 % であり；焼鈍の雰囲気の露点が -25 ~ 10 であり；

その後、200 ~ 300 に急冷し、冷却速度が 30 / s 以上であり；

その後、さらに 350 ~ 450 に加熱し、60 ~ 250 s 保温して、優れたリン酸塩処理性と成形性を有する冷間圧延高強度鋼板を得る、

を含む請求項 1 ~ 6 のいずれか 1 項に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板の製造方法。

10

【請求項 8】

工程 2) で熱間圧延を行う際に、スラブに対する再加熱の温度を 1210 ~ 1270 とし、巻き取り温度を 450 ~ 550 とすることを特徴とする請求項 7 に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板の製造方法。

【請求項 9】

工程 4) において、均熱温度を 810 ~ 870 とし、焼鈍雰囲気の露点を -10 ~ 5 とすることを特徴とする請求項 7 又は 8 に記載のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

20

【技術分野】

【0001】

本発明は、冷間圧延高強度鋼の分野に属し、具体的にリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、環境保護法及び衝突規制の要求がますます高まり、従来の自動車用鋼に代わりに、590 ~ 980 MPa レベルの強度を有する高強度冷延鋼板を車で多量に使用し始め、車体部品の高強度と薄肉化を実現し、省エネと軽量化、安全性の向上及び製造コストの削減の目的を達成する。

30

【0003】

車体の軽量化効果をさらに向上させるために、材料の強度をさらに向上させ、すなわち強度が 1180 MPa 以上となる必要があるが、強度が高くなるにつれて鋼板の成形性が徐々に劣化するため、高強度と高い成形性を兼ね備えた鋼板の開発が望まれる。

【0004】

通常、鋼板は自動車に使用される前に塗装する必要があるが、塗装前に鋼板表面にリン酸塩皮膜を形成するリン酸塩処理が必要であり、通常のリン酸塩皮膜は均一で緻密であり、リン酸塩結晶が微細であるとの特性を有し、塗装密着性を改善し、電気泳動効果を高め、部品の塗装後の耐食性を向上することができるため、リン酸塩処理の品質が塗装品質及び自動車の耐食性を直接に左右し、ひいては鋼板の自動車への適用に影響を与える。

40

【0005】

鋼板の強度と成形性を同時に高めるために、通常、一定量の Si を鋼に添加するが、高 Si 成分設計の鋼板の連続焼鈍の場合、Si 元素が鋼板表面に富化して Si の酸化物を形成する。上記酸化物は、リン酸塩処理で、リン酸塩処理における均一な反応を妨げ、リン酸塩被覆が不良になり、リン酸塩結晶サイズが粗大になるなどの問題を引き起こすため、鋼板のリン酸塩処理性が劣化してしまい、塗装品質及び耐食性が十分ではなく、高 Si 成分設計の鋼板の自動車への適用をひどく制限する。よって、高 Si 成分設計の冷間圧延高強度鋼板の使用過程でのリン酸塩処理塗装性の改善は、常に主な問題であった。

【0006】

中国特許 CN 103154297 A には、高強度冷間圧延鋼板及びその製造方法が公開

50

されており、鋼板は、C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 8 %、S i : 0 . 4 ~ 2 . 0 %、M n : 1 . 0 ~ 3 . 0 %、P : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 6 0 %、S 0 . 0 1 %、A l : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 %、N 0 . 0 1 %を含み、かつ残部がF e及び不可避不純物からなり、鋼板に対して連続焼鈍を行う際に、加熱炉温度がA 以上かつB 以下 (A : 6 0 0 A 7 8 0 , B : 8 0 0 B 9 0 0) である温度領域の雰囲気露点は - 1 0 以上に制御され、かつ、連続焼鈍後に、硫酸を含む水溶液の中で電解、酸洗を行う。中国特許C N 1 0 3 1 4 0 5 9 7 A が公開した高強度鋼板及びその製造方法は、焼鈍炉内の温度が7 5 0 以上である際の雰囲気露点を - 4 0 以下に設定する以外に、上記と類似している。上記2つの特許は、いずれも焼鈍後に酸洗工程を採用したので、生産コストが高まり、生産効率が低下することだけではなく、酸洗工程そのもの及び酸性廃液の処理も環境に悪影響を及ぼす。

10

【 0 0 0 7 】

中国特許C N 1 0 3 1 2 4 7 9 9 A には、高強度鋼板及びその製造方法が公開されており、その要旨として、均熱工程において、焼鈍炉内の温度が8 2 0 以上1 0 0 0 以下である温度範囲の雰囲気露点を - 4 5 以下とし、冷却工程において、焼鈍炉内の温度が7 5 0 以上である温度範囲の雰囲気露点を - 4 5 以下とするように制御する。このような処理により、雰囲気での還元能力が高まり、鋼板表面で選択的に表面酸化されたS i、M nなどの酸化されやすい元素の酸化物を還元することができる。しかし、実際の連続焼鈍製造の際に、雰囲気露点を継続的、かつ安定的に - 4 5 以下とするように制御するのは、技術上の難しさが大きく、生産装置及び生産技術レベルに対する要求が高いだけでなく、生産コストの点でも利点がない。

20

【 0 0 0 8 】

中国特許C N 1 0 4 5 0 8 1 5 5 A には、高強度鋼板及びその製造方法が公開されており、鋼板の化学成分は、質量百分率%で、C : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 5 %、S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、M n : 3 . 6 ~ 8 . 0 %、A l : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %、P 0 . 1 0 %、S 0 . 0 1 0 %を含み、かつ残部がF e及び不可避不純物であり、当該鋼板に対して連続焼鈍を行う際に、焼鈍炉内で、鋼板の最高温度を6 0 0 ~ 7 5 0 、時間を3 0 秒 ~ 1 0 分間、雰囲気露点を - 1 0 以上に設定する。この方法では、S i含有量は0 . 0 1 ~ 0 . 5 %の範囲であるが、M n含有量は3 . 6 ~ 8 . 0 %と高く、安価なS i元素の強靱化効果を十分に利用できないだけでなく、比較的の高いM n含有量は既に特殊鋼の範疇に達し、コストの点で不利である一方、製鋼、連続鋳造及びその後の熱処理の製造における多数の技術的問題をも引き起こす。

30

【 0 0 0 9 】

中国特許C N 1 0 2 6 6 6 9 2 3 A には、高強度冷間圧延鋼板及びその製造方法が公開されており、鋼板は、C : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 %、S i : 0 . 6 ~ 3 . 0 %、M n : 1 . 0 ~ 3 . 0 %、P 0 . 1 %、S 0 . 0 5 %、A l : 0 . 0 1 ~ 1 %、N 0 . 0 1 %を含み、かつ残部がF e及び不可避不純物からなり、当該鋼板に対して連続焼鈍を行う際に、酸素濃度を制御することで、焼鈍前の酸化処理を実現する。酸素濃度が1 0 0 0 p p m以上の雰囲気露点で鋼板に対して鋼板温度が6 3 0 以上になるまで第一回加熱を行い、次に、酸素濃度が1 0 0 0 p p mより低い雰囲気露点で鋼板に対して鋼板温度が7 0 0 ~ 8 0 0 になるまで第二回加熱を行い、鋼板表面で0 . 1 g / m²以上の酸化量を形成するようにさせ、次に、露点が - 2 5 以下、1 ~ 1 0 % H₂ - N₂の還元性雰囲気を利用して、焼鈍を行う。当該製造方法では、焼鈍前に酸化処理工程を増加し、生産ラインで相応的な装置を配置するとともに、加熱温度及び酸素濃度を制御する必要があり、操作の難しさが大きくなり、現在の多くの連続焼鈍生産ラインはこのような機能を備えず、かつ高酸素含有雰囲気を利用して鋼板表面の非選択性酸化を実現しようとする場合、酸化反応度は雰囲気に非常に敏感であり、反応の均一性を確保するのは困難であり、酸化層の厚さ及び酸化度が不均一になり易く、その後の還元反応による還元鉄層も厚さの不均一を生じ易く、製品のリン酸塩処理性が不良になってしまう。

40

【 発明の概要 】

50

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

本発明は、リン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板及びその製造方法の提供を目的とし、当該鋼板は優れたリン酸塩処理性と成形性を有し、室温組織がフェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイトを含む複合組織であり、引張り強度が1180 MPa以上、伸び率が14%以上であり、自動車の構造部品及び安全部品の製造に適する。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明は、上記目的を達成するために、以下の技術案を提供する。

10

リン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板であって、前記鋼板の化学成分が、重量百分率で、C 0.15~0.25%、Si 1.50~2.50%、Mn 2.00~3.00%、P 0.02%、S 0.01%、Al 0.03~0.06%、N 0.01%を含み、残部がFe及び不可避不純物元素であり、前記鋼板の表層に厚さ1~5 μmの内部酸化層が存在し、前記内部酸化層は鉄をマトリックスとし、当該マトリックスは酸化物粒子を含有し、前記酸化物粒子はSi酸化物、SiとMnとの複合酸化物のうちの少なくとも1種であり、鋼板の表面にSi、Mn元素が富化されていない。

【0012】

前記酸化物粒子の平均直径は50~200 nmであり、酸化物粒子間の平均間隔は、以下の関係を満足しており、

20

【0013】

【数1】

$$A = 0.247 \times (0.94 \times [\text{Si}] + 0.68 \times [\text{Mn}])^{1/2} \times d$$

$$B = 1.382 \times (0.94 \times [\text{Si}] + 0.68 \times [\text{Mn}])^{1/2} \times d$$

$$A \leq \lambda \leq B$$

【0014】

そのうち、[Si]は鋼におけるSiの含有量%であり；[Mn]は鋼におけるMnの含有量%であり；dは酸化物粒子の直径であり、単位がnmである。

30

【0015】

好ましくは、前記酸化物粒子は、酸化ケイ素、ケイ酸マンガ、ケイ酸鉄、及びケイ酸フェロマンガンのうちの少なくとも1種である。

【0016】

好ましくは、前記鋼板は、Cr 0.01~1%、Mo 0.01~0.5%及びNi 0.01~2.0%のうちの少なくとも1種を含む。

【0017】

さらに好ましくは、前記鋼板は、Ti 0.005~0.5%、Nb 0.005~0.5%及びV 0.005~0.5%のうちの少なくとも1種を含む。

【0018】

40

本発明の前記リン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板は、室温組織がフェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイトを含む複合組織であり、そのうち、残留オーステナイト含有量が5%以上であり、前記冷間圧延高強度鋼板の引張強度が1180 MPa以上、伸び率が14%以上である。

【0019】

本発明の成分設計において、

Cは、鋼において、強度を確保するために必要な固溶強化元素であり、オーステナイト安定化元素である。C含有量が少なすぎると残留オーステナイトの含有量が不足し、かつ材料強度が低くなり、C含有量が多すぎると鋼材の溶接性が著しく悪化する。よって、本発明では、C含有量を0.15~0.25%に制御する。

50

【0020】

Siは、強度を向上させると共に鋼材の成形性を改善できる効果を有し、本発明で多量に添加されている。しかし、Siを過剰に添加すると、鋼板の脆化が顕著になり、冷間圧延の際に鋼板端部で割れを生じやすく、生産効率を妨げる。よって、本発明では、Si含有量を1.50~2.50%に制御する。

【0021】

Mnは、オーステナイトの安定性を向上させると同時に、鋼の焼入れ時の臨界冷却温度及びマルテンサイト変態温度Msを低下させ、鋼板の焼入れ性を向上させる。また、Mnは鋼板の強度を向上させるのに有利な固溶強化元素である。よって、本発明で大量に添加する必要がある。しかし、Mn含有量が多すぎると、連続鋳造時にスラブ割れを生じ、鋼材の溶接性に影響を与える。よって、本発明では、Mn含有量を2.00~3.00%に制御する。

10

【0022】

Pは、本発明において溶接性を劣化させ、鋼の冷間脆性を高め、鋼の塑性を低下させる不純物元素であるため、Pを0.02%以下に制御する必要がある。

【0023】

Sは、同様に不純物元素として溶接性を劣化させ、鋼の塑性を低下させるため、Sを0.01%以下に制御する必要がある。

【0024】

Alは、溶鋼の脱酸のために添加される。Al含有量が少なすぎると、脱酸の目的が達成できず、また、Al含有量が多すぎると、脱酸効果が飽和する。よって、本発明では、Al含有量を0.03~0.06%に制御する。

20

【0025】

Nは、粗鋼中に含まれる不純物であり、Alと結合してAlN粒子を形成し、鋼板の延性や熱可塑性に影響を与える。よって、製鋼工程においては、N含有量をできる限り0.01%以下に制御することが望ましい。

【0026】

Crは、オーステナイト結晶粒の微細化に寄与すると同時に鋼板の焼入性を向上させ、鋼の強度を向上させる。よって、高強度を達成するために、Crを適切に添加することができる。しかし、高すぎると好ましくない。Cr含有量が1.0%を超えると鋼板のコストが高まり、溶接性が劣化するので、本発明ではCr含有量を0.01~1.0%に制御する。

30

【0027】

Moは鋼板の焼入性を向上させ、ひいては鋼板の強度を向上させる。鋼板の焼入性を確保するために、Moを適切に添加することができる。しかし、Mo含有量が0.5%を超えると鋼板の塑性が著しく低下し、かつ製造コストが上昇するため、本発明ではMo含有量の範囲を0.01~0.5%に制御する。

【0028】

Niは、その効果がMoと同様であり、鋼板の焼入性を向上させる元素でもある。引張強度を1180MPa以上とするために、Niを適切に添加することができる。しかし、Ni含有量が高すぎると好ましくない。Ni含有量は、2.0%を超えると鋼板の製造コストが上昇する。よって、Ni含有量を0.01~2.0%に制御する。

40

【0029】

Tiは、C、S、Nと析出物を形成して鋼板の強度と靱性を効果的に向上させる。上記効果を達成するために、Ti含有量を0.005%以上とする必要がある。一方、Ti含有量が0.05%を超えた後にその含有量を増加させても、鋼に対する改善効果は顕著ではない。よって、本発明におけるTi含有量は0.005~0.05%とする。

【0030】

Nbは、析出強化により鋼を強化すると共に、オーステナイト結晶粒の成長を抑制し、結晶粒を微細化して、強度と伸び率を同時に向上させる。Nbの含有量は、0.005%

50

未満であると上記効果が得られないが、0.1%を超えると析出強化が過剰に作用し、成形性が低下してしまい、かつ製造コストも上昇する。よって、本発明では、Nbの含有量を0.005~0.1%の範囲に制御する。

【0031】

Vは、その効果がNbと同様であり、炭化物を形成し、鋼の強度を向上させる。V含有量が0.005%未満では、析出強化効果が顕著ではない。しかし、V含有量が0.1%を超えると、析出強化効果が過剰に作用し、鋼板の成形性を低下させる。このため、本発明では、V含有量を0.005~0.1%に制御する。

【0032】

本発明の冷間圧延高強度鋼板の表層には、厚さ1~5μmの内部酸化層が存在し、当該内部酸化層は、酸化物粒子を含有し、当該酸化物粒子は、Si酸化物及びSi、Mn複合酸化物のうち少なくとも1種である。本発明の鋼板の表層に存在する一定の厚さの内部酸化層の特徴は必須であり、これは鋼板中の高いSi、Mn含有量との間に必然的な関係があり、Si元素が鋼板の表面に富化してSiの酸化物を形成することなく、酸化反応が外部酸化から内部酸化へと変化することを保証し、鋼板のリン酸塩処理性を改善できる。

10

【0033】

本発明の冷間圧延高強度鋼板の表層の内部酸化層の厚さ、酸化物粒子のサイズ及び酸化物粒子の密度は、鋼板表面状態に対する内部酸化層の改善効果の発揮を直接に影響し、酸化物の密度は、酸化物粒子の平均間隔で表され、それがSi、Mn含有量及び酸化物粒子の直径との関係は、酸化物粒子間の平均間隔が以下の関係式を満足する。

20

【0034】

【数2】

$$A = 0.247 \times (0.94 \times [\text{Si}] + 0.68 \times [\text{Mn}])^{1/2} \times d$$

$$B = 1.382 \times (0.94 \times [\text{Si}] + 0.68 \times [\text{Mn}])^{1/2} \times d$$

$$A \leq \lambda \leq B$$

【0035】

そのうち、[Si]は鋼におけるSi元素の含有量であり；[Mn]は鋼におけるMn元素の含有量であり；dは酸化物粒子の直径であり、単位がnmである。内部酸化層の厚さが1μmより小さく、Si酸化物粒子の平均直径が50nmより小さく、及び平均間隔 > Bである場合、内部酸化層は、Siの鋼板表面への富化を阻止できず、鋼板表面に多量の酸化物粒子を形成し、外部酸化を効果的に抑制できなくなり、鋼板表面の酸化物粒子は、リン酸塩処理プロセスにおける均一な反応を著しく妨げ、表面の黄さび、リン酸塩処理不良、リン酸塩結晶のサイズが粗大になるなどの問題を引き起こす。

30

【0036】

内部酸化層の厚さが5μmを超え、Si酸化物粒子の平均直径が200nmを超えかつ平均間隔 < Aであると、内部酸化の効果が強すぎて鋼板表面の靱性と成形性に大きな影響を及ぼす。よって、鋼板の良好なリン酸塩処理性を確保するために、鋼板表層における内部酸化層の厚さを1~5μmとし、酸化物粒子の平均粒径を50~200nmとし、酸化物粒子間の平均間隔をA~Bの間にして制御する。

40

【0037】

本発明の前記冷間圧延高強度鋼板は、室温組織が残留オーステナイトを含有し、かつ残留オーステナイトの含有量が5%以上である。変態過程において、一定量の残留オーステナイトがマルテンサイトに変態し、TRIP効果が発生して、鋼板が1180MPaの強度を有しながら良好な成形性を有することを確保する。残留オーステナイトの含有量が5%未満であると、TRIP効果が著しくなく、鋼板の強度及び成形性を確保することができない。よって、室温組織における残留オーステナイトの含有量が5%以上であることを保証するのは望ましい。

【0038】

50

本発明は、さらに以下の工程を含むリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板の製造方法を提供する。

【0039】

1) 製錬、鑄造

上記化学成分になるように製錬し、鑄造して、スラブを製造する。

【0040】

2) 熱間圧延、巻き取り

スラブを1170～1300 に加熱し、0.5～4h保温し、圧延し、仕上げ圧延温度を850以上に制御し；巻き取りにおいて、巻き取り温度を400～700として、熱間圧延コイルを得る。

10

【0041】

3) 酸洗い、冷間圧延

熱間圧延コイルを巻き出し、酸洗い及び冷間圧延を行い、酸洗い速度を150m/min以下とし、冷間圧延の圧下率を40～80%として、圧延硬質帯鋼を得る。

【0042】

4) 連続焼鈍

得られた圧延硬質帯鋼を巻き出し、洗浄して、温度790～920まで均一に加熱し、30～200s保温し、そのうち、加熱速率を1～20/sとし、加熱ゾーン及び保温ゾーンの雰囲気としてN₂-H₂混合ガスを使用し、そのうち、H₂含有量が0.5～20%であり；焼鈍の雰囲気の露点が-25～10であり；

20

その後、200～300に急冷し、冷却速度が30/s以上であり；

その後、さらに350～450に加熱し、60～250s保温して、優れたリン酸塩処理性と成形性を有する冷間圧延高強度鋼板を得る。

【0043】

好ましくは、工程2)で熱間圧延を行う際に、スラブに対する再加熱の温度を1210～1270とし、巻き取り温度を450～550とする。

【0044】

さらに、工程4)では、均熱温度を810～870とする。

さらに、工程4)では、焼鈍雰囲気の露点を-10～5とする。

【0045】

本発明の製造プロセス設計の理由は、以下のようである。

本発明では、熱間圧延の時に、スラブに対する再加熱の温度が1170～1300、好ましくは1210～1270である。加熱温度が高すぎると、スラブが過焼成され、スラブ内の結晶粒組織が粗大化して熱間加工性が低下してしまい、また、超高温はスラブ表面の激しい脱炭を引き起こす。加熱温度が低すぎると、スラブは高圧水によってスケール除去及び初期圧延を経て、仕上げ温度が低すぎるため、ブランクの変形抵抗が大きくなってしまふ。熱間圧延の時に、保温時間が0.5～4hである。保温時間が4hを超えると、スラブ内の結晶粒組織が粗大になると共に、スラブ表面が著しく脱炭する。保温時間が0.5h未満であると、スラブの内部温度はまだ均一とならない。

40

【0046】

本発明では、スラブの熱間圧延を完了するために仕上げ圧延温度を850以上に制御する必要があり、仕上げ温度が低すぎると、スラブの変形抵抗が高すぎるため、要求される厚さ仕様の鋼板を製造することが困難であり、鋼板の形状も不良である。

【0047】

本発明では、400～700で熱間圧延板を巻き取り、巻取り温度を450～550とすることが好ましい。巻取り温度が高すぎると鋼板表面の酸化鉄のスケールが厚くなり、酸洗できなくなり；巻取り温度が低すぎるとホットコイル強度が高すぎて冷間圧延が困難となり、生産効率に影響を及ぼす。

【0048】

本発明では、酸洗の時に酸洗速度が150m/min以下であり、酸洗速度が速すぎる

50

と鋼板表面の酸化スケールを完全に除去することができず、表面欠陥が生じやすくなる。酸洗後の熱間圧延鋼板は、冷間圧延されて所定の厚さに変形し、冷間圧延の圧下率は40～80%であり、大きな冷間圧延の圧下率は、後続の焼鈍工程においてオーステナイトの生成率を高めることができ、焼鈍鋼板の組織均一性の向上に寄与し、ひいては鋼板の延性を改善できる。しかし、冷間圧延の圧下率が大きすぎると、加工硬化による素材の変形抵抗力が非常に大きくなり、所定の厚さ及び良好な板状を有する冷間圧延鋼板を得ることが極めて困難となる。

【0049】

本発明では、焼鈍工程において、均熱温度を790～920、均熱時間を30～200sに制御する。均熱温度及び均熱時間の選択は、主に帯鋼マトリックスの組織と性能への影響、及び鋼板表面層の内部酸化層の厚さへの影響を考慮する。急冷温度、再加熱温度及び再加熱保温時間の選択は、鋼板における残留オーステナイトの含有量を保証して、最良の成形性を達成できるように要望する。均熱温度が790未満で、均熱時間が30s未満であると、冷間圧延鋼板のオーステナイト化が不十分となり、オーステナイト組織が不均一となり、その後の焼鈍工程後に十分な量の残留オーステナイトを形成することができなく、オーステナイトの安定性も不十分であり、鋼板の最終伸び率が不十分になってしまう。均熱温度が920を超え、均熱時間が200sを超えると、均熱処理後の鋼板マトリックス組織に完全なオーステナイト変態が生じ、オーステナイト安定性が低下するため、焼鈍後の鋼板マトリックスにおける残留オーステナイト量が減少すると共に、焼鈍後の鋼板の表層に形成される内部酸化層の厚さが5 μ mを超えて、鋼板の靱性と成形性に影響を及ぼす。

10

20

【0050】

本発明は、急冷段階において、急冷温度を200～300とし、冷却速度を30/s以上として制御することで、鋼板内に一定量のマルテンサイト組織を生成することが保証される。本発明の成分設計では、マルテンサイト臨界冷却速度が30/sである。よって、冷却過程にマルテンサイト変態のみが起こることを保証するために、冷却速度を30/s以上とする。急冷温度が200未満であると、オーステナイトが全てマルテンサイトに変態し、鋼板の室温組織に残留オーステナイトが形成されなくなり、急冷温度が300を超えると、マルテンサイトの形成量が少なくなり、その後の再加熱過程において、マルテンサイトにおける炭素量がオーステナイトに拡散する推進力が不十分であり、オーステナイト安定性が不十分になってしまう、常温における鋼板中の残留オーステナイト量が5%未満であり、鋼板の成形性に影響を及ぼす。

30

【0051】

本発明は、再加熱温度を350～450とし、再加熱時間を60～250sとして制御する。再加熱温度が350より低く、再加熱時間が60sより短いと、鋼板の残留オーステナイト安定化過程が不十分であり、室温組織における残留オーステナイト含有量が5%未満になる。再加熱温度が450より高く、再加熱時間が250sを超えると、鋼板は著しい焼戻し軟化を発生し、マルテンサイトの強度が低下し、それにより鋼板の強度が低下する。

【0052】

本発明において、帯鋼表面における酸化鉄を還元するために、加熱ゾーンと均熱ゾーンの焼鈍雰囲気は、 $N_2 - H_2$ 混合ガスを使用し、ここで H_2 含有量が0.5～20%である。焼鈍雰囲気の露点は-25～10、好ましくは-10～5である。上記露点範囲内では、焼鈍雰囲気がFeに対して還元性であるので、酸化鉄を還元できる。焼鈍雰囲気の露点が-25未満であると、上記焼鈍雰囲気はマトリックス中のSi元素にとって依然として酸化性であり、マトリックス中のSiが帯鋼表面に連続的、緻密な酸化皮膜を形成して、リン酸塩処理性に影響を及ぼす。焼鈍雰囲気の露点が10を超えると、焼鈍雰囲気中の酸素ポテンシャルが高くなりすぎ、帯鋼マトリックスへのO原子の拡散能力が高まり、鋼板表層でSi、Mn等の合金元素から形成される内部酸化層が厚すぎになり、鋼板の強度と成形性に影響を及ぼす。同時に、Si及びMnはまた鋼板の表面に富化し始め

40

50

、鋼板のリン酸塩処理性を低下させる。

【発明の効果】

【0053】

先行技術と比べて、本発明の有益効果は以下の通りである。

1) 本発明の冷間圧延高強度鋼板の表面層は、鉄をマトリックスとし、厚さ1~5 μ m、酸化物粒子を含む内部酸化層を有し、当該内部酸化層はSi、Mnなどの元素が鋼板の表面に富化するのを阻止することで、上記元素の酸化反応が鋼板表面で発生しないようにさせ、外部酸化から内部酸化へと変化し、当該鋼板の表面にSi、Mn元素の富化がないため、鋼板のリン酸塩処理性を向上し、高Si含有量の冷間圧延高強度鋼板の優れたリン酸塩処理性を確保できる。

10

【0054】

2) 本発明の冷間圧延高強度鋼板の室温組織は、残留オーステナイトを含有し、変態過程において、一定量の残留オーステナイトがマルテンサイトに変態し、TRIP効果が発生して、鋼板が1180MPaの強度を有しながら良好な成形性を有することを確保する。

【0055】

3) 本発明では、焼鈍工程において、均熱温度及び均熱時間の選択は、主に帯鋼マトリックスの組織と性能への影響、及び鋼板表面層の内部酸化層の厚さへの影響を考慮する。急冷温度、再加熱温度及び再加熱保温時間の選択は、鋼板における残留オーステナイトの含有量を保証して、最良の成形性を達成できるように要望する。

20

【0056】

4) 本発明では、焼鈍工程において、加熱ゾーンと均熱ゾーンの焼鈍雰囲気は、N₂-H₂混合ガスを使用し、ここでH₂含有量が0.5~20%であり、帯鋼表面における酸化鉄を還元し、焼鈍雰囲気の露点が-25~10であり、当該露点の範囲内では、使用される焼鈍雰囲気がFeに対して還元性であるので、酸化鉄を還元でき、Si、Mnなどの酸化されやすい元素の鋼板表面での外部酸化と富化を抑制し、それらを内部酸化に変換し、表層に1~5 μ mの内部酸化層を形成するようにさせる。

【0057】

5) 本発明は、既存の高強度鋼連続焼鈍生産ラインで完成することができ、大幅に調整する必要がなく、自動車構造部品への応用展望が良好であり、特に車のドア衝突防止バー、バンパー及びBピラーなどの形状が複雑であり、成形性及び耐食性への要求が高い車両構造部品及び安全部品の製造に適する。

30

【図面の簡単な説明】

【0058】

【図1】本発明の冷間圧延高強度鋼板の表面の内部酸化層の模式図であり、そのうち、1は鋼板であり、2は内部酸化層であり、3は酸化物粒子である。

【図2】本発明の実施例における冷間圧延高強度鋼板の断面の走査型電子顕微鏡の後方散乱電子像であり、そのうち、1は鋼板であり、2は鋼板表面層の内部酸化層である。

【図3】本発明の実施例における冷間圧延高強度鋼板のリン酸塩処理後の表面の走査型電子顕微鏡の二次電子像である。

40

【図4】比較例1の冷間圧延高強度鋼板の断面の走査型電子顕微鏡の後方散乱電子像である。

【図5】比較例1における高強度冷間圧延鋼板のリン酸塩処理後の表面の走査型電子顕微鏡の二次電子像である。

【発明を実施するための形態】

【0059】

以下、図面説明及び具体的な実施例に基づいて本発明についてさらに解釈と説明をするが、当該解釈と説明は、本発明の技術案を不適當に限定するものではない。

【0060】

実施例及び比較例

50

本発明の実施例 1 ~ 16 のリン酸塩処理性と成形性が優れた冷間圧延高強度鋼板、及び比較例 1 ~ 5 の鋼板は、以下の工程を採用した。

【0061】

表 1 には、実施例 1 ~ 16 及び比較例 1 ~ 5 の各化学元素の質量百分率 (%) が示されており、残部が Fe である。

【0062】

表 1 に示す組成の鋼材を製錬し、鑄造することでスラブとし、スラブを加熱温度 1250 で加熱し、1 時間で保温した後、熱間圧延を行い、仕上げ温度 900 以上で仕上げ圧延を完成した。熱間圧延鋼板の厚さは約 2.5 mm であった。前記熱間圧延鋼板を 500 で巻き取り、酸洗と冷間圧延を行い、冷間圧延圧下率が 52 % であり、圧延硬質帯鋼の最終厚さが 1.2 mm であった。

10

【0063】

得られた圧延硬質帯鋼を巻き出し、洗浄して、焼鈍を施した。実施例及び比較例の焼鈍プロセス、雰囲気条件は、表 2 を参照する。そして、焼鈍後の冷間圧延高強度鋼板の力学性能、残留オーステナイト含有量、表層の内部酸化層の厚さ、酸化物粒子の平均直径、粒子の平均間隔及びリン酸塩処理性を評価した。評価の結果は表 3 を参照する。

【0064】

表 3 から分かるように、本発明の焼鈍プロセスによって、全ての実施例の引張強度は 1180 MPa 以上であり、伸び率は 14 % 以上であり、室温組織中の残留オーステナイト含有量は 5 % 以上であり、成形性が良好であった。それとともに、焼鈍雰囲気の露点を制御することで、鋼板表層に 1 ~ 5 μm の内部酸化層が存在し、内部酸化層の特徴は図 1 - 2 に示された通りである。図 3 を参照して、リン酸塩処理によって、リン酸塩結晶は鋼板表面に均一に被覆され、サイズが 10 μm より小さいであり、被覆面積が 80 % 以上に達し、リン酸塩処理性が優れていた。

20

【0065】

表 2 及び表 3 から分かるように、比較例 1 は、露点が -40 であり、本発明の設計下限を大きく下回っており、その表面に内部酸化層が形成されておらず (図 4 参照)、Si、Mn が鋼板表面に集中している。よって、図 5 に示された通り、鋼板をリン酸塩処理した後、その表面の一部のみにリン酸塩結晶があり、かつ結晶サイズが粗大であり、表面の大部分はリン酸塩結晶で覆われておらず、リン酸塩処理性が劣っていた。

30

【0066】

比較例 2 は、急冷温度が 100 であり、オーステナイトが全てマルテンサイトに変態し、残留オーステナイトを保持しないため、鋼板の強度が高く、伸び率が低かった。

【0067】

比較例 3 は、均熱温度が 755 であり、設計要求の 790 より低く、均熱工程において、オーステナイト化が不十分であり、その後の冷却と加熱のプロセスで十分量の残留オーステナイトを安定させないため、材料の強度及び伸び率のいずれも低かった。

【0068】

比較例 4 では、露点が本発明の設計上限を超えているため、鋼板表面の内部酸化層が厚くなり、材料の引張強度及び伸び率に影響を与え、それとともに、過大な露点は、Si 及び Mn 元素が鋼板表面に改めて富化させ、鋼板のリン酸塩処理性は再び悪化し始めた。

40

【0069】

表 1 と表 3 から分かるように、比較例 5 は、Si 含有量が低く、その伸び率が 14 % に達成できなかった。これは、Si 含有量が設計下限に達していないためである。従って、焼鈍工程中の残留オーステナイト含有量が不足し、伸び率が低下してしまった。

【0070】

引張試験方法：JIS 5 号引張試験片を使用し、引張方向が圧延方向に対して垂直とした。

【0071】

残留オーステナイト含有量試験方法：15 × 15 mm サイズのサンプルを鋼板から切り

50

取り、研削と研磨を行った後、XRD定量試験を行った。

【0072】

鋼板の断面に沿ってサンプルを採取し、研削と研磨を行った後、走査電子顕微鏡で5000倍ですべての鋼板サンプルの断面形態を観察した。

【0073】

酸化層中の酸化物粒子の平均直径及び平均間隔の測定方法：鋼板の断面に沿ってサンプルを採取し、研削と研磨を行った後、走査電子顕微鏡を使用し、10000倍で10視野を無作為に観察し、画像ソフトウェアを使用して酸化物粒子の平均直径及び平均間隔について統計した。

【0074】

鋼板のリン酸塩処理性の評価方法：焼鈍鋼板に対して順次に脱脂、水洗、表面調整、水洗した後リン酸塩処理を行い、その後さらに水洗、乾燥し、走査型電子顕微鏡を使用し、500倍で無作為にリン酸塩処理後の鋼板の5視野を観察し、画像ソフトウェアを使用して、リン酸塩フィルムが覆われていない領域の面積を統計した。覆われていない領域の面積が20%未満で、かつリン酸塩結晶のサイズが10 μ mより小さいであれば、リン酸塩処理性は良好(OK)と判定され、逆に、リン酸塩処理性は不良(NG)と判定された。

10

【0075】

注意すべきことは、上記に列挙されるものが本発明の具体的な実施例だけであり、本発明が上記実施例に限定されるものではなく、様々な変化を有する。当業者が本発明に開示の内容から直接に導出し又は連想できるあらゆる変化であれば、本発明の保護範囲に属する。

20

【0076】

【表1】

表1

番号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ti	Nb	V
A	0.16	1.6	2.5	0.009	0.003	0.045	0.0057	0.5	-	0.02	-	-
B	0.23	1.5	2.9	0.015	0.004	0.033	0.0037	-	0.1	-	0.03	-
C	0.18	1.7	2.5	0.01	0.006	0.04	0.0065	0.2	0.15	-	-	0.05
D	0.2	1.8	2.3	0.008	0.007	0.052	0.0043	-	0.2	0.015	0.015	-
E	<u>0.14</u>	<u>1.2</u>	2.3	0.011	0.002	0.032	0.0023	-	0.05	-	0.015	0.025

30

【0077】

【表 2】

表 2

番号	成分	焼鈍プロセス					
		焼鈍雰囲気 の露点(°C)	均熱温度 (°C)	均熱時間 (s)	急冷温度 (°C)	再加熱温 度(°C)	再加熱時 間(s)
実施例1	A	-15	840	120	250	375	240
実施例2	A	-10	875	100	220	400	60
実施例3	A	10	822	55	280	420	120
実施例4	A	3	800	150	200	393	170
実施例5	B	7	902	60	260	405	150
実施例6	B	-11	834	100	240	390	103
実施例7	B	-2	796	180	292	430	208
実施例8	B	0	850	120	245	410	180
実施例9	C	-10	810	125	235	403	140
実施例10	C	-14	869	84	275	442	220
実施例11	C	5	893	105	290	385	167
実施例12	C	10	827	200	228	400	160
実施例13	D	0	805	140	210	405	100
実施例14	D	-10	904	79	240	394	235
実施例15	D	-10	845	104	283	420	127
実施例16	D	-5	820	197	255	368	80
比較例1	A	<u>-40</u>	832	90	270	410	100
比較例2	B	-20	840	100	<u>150</u>	390	90
比較例3	C	-10	755	120	260	375	170
比較例4	D	<u>15</u>	900	105	280	425	20
比較例5	E	0	850	60	240	405	200

10

20

30

40

【 0 0 7 8 】

【表 3】

表 3

番号	成分	機械的性質			内部酸化層厚さ (μm)	酸化物粒子の直径 (nm)	粒子の平均間隔 (nm)	残留オーステナイト含有量 (%)	リン酸塩処理性
		YS (MPa)	TS (MPa)	TEL (%)					
実施例1	A	920	1212	16.2	1.5	50	73	10	OK
実施例2	A	975	1244	14.1	3.1	168	245	7	OK
実施例3	A	830	1206	18.1	2.9	152	222	12	OK
実施例4	A	817	1195	17.4	2.3	148	216	8	OK
実施例5	B	1127	1370	14.5	4.2	191	286	6	OK
実施例6	B	1038	1289	15.3	1.8	140	210	7	OK
実施例7	B	806	1211	14.7	2.3	135	202	5	OK
実施例8	B	1079	1293	15.1	2.1	114	171	7	OK
実施例9	C	872	1191	17	1.7	128	189	9	OK
実施例10	C	1010	1203	15.8	1.6	150	222	10	OK
実施例11	C	1050	1237	14.6	3.7	185	274	8	OK
実施例12	C	903	1196	17.2	3.5	178	263	9	OK
実施例13	D	880	1224	15.2	2.4	110	162	8	OK
実施例14	D	1083	1258	14.5	2.5	167	245	6	OK
実施例15	D	975	1243	16.1	1.9	80	118	10	OK
実施例16	D	902	1219	17.2	2.3	121	178	11	OK
比較例1	A	850	1172	15.2	<u>0</u>	<u>0</u>	<u>0</u>	6	NG
比較例2	B	1142	1407	<u>11.6</u>	1.5	61	127	<u>0</u>	OK
比較例3	C	790	<u>1162</u>	<u>13.1</u>	1.1	72	73	<u>3</u>	OK
比較例4	D	1082	1279	<u>12.8</u>	<u>8.2</u>	<u>389</u>	<u>32</u>	5	NG
比較例5	E	976	<u>1177</u>	<u>10.9</u>	2.2	102	87	<u>3</u>	OK

10

20

30

40

【 图 1 】

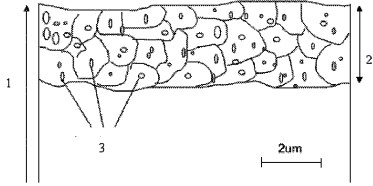


图 1

【 图 2 】

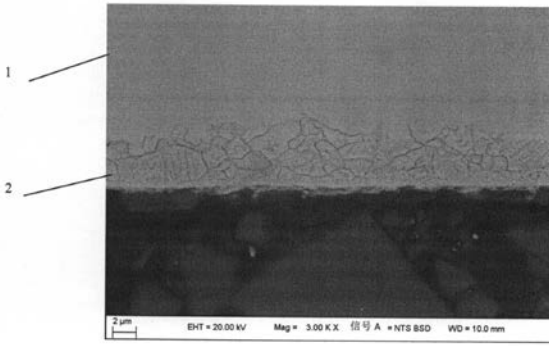


图 2

【 图 3 】

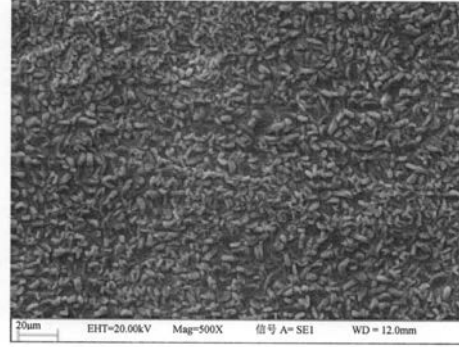


图 3

【 图 4 】

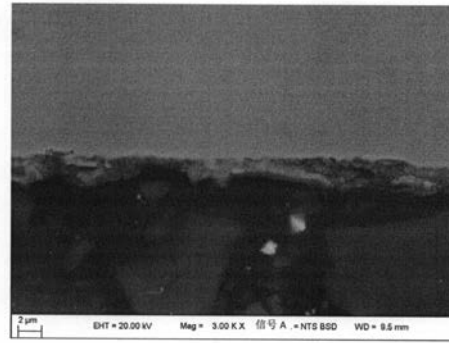


图 4

【 图 5 】

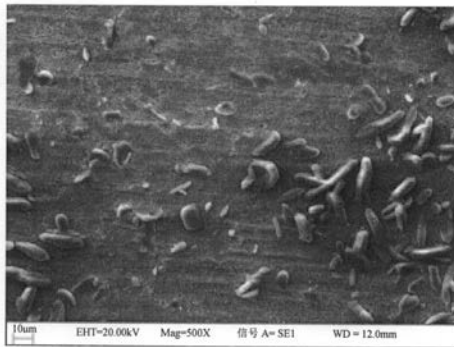


图 5

【 国际調查報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/CN2017/099421
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/06 (2006.01) i; C22C 38/04 (2006.01) i; C22C 38/02 (2006.01) i; C21D 1/26 (2006.01) i; C21D 1/74 (2006.01) i; C21D 8/02 (2006.01) i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C, C21D		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) CNTXT, CNABS, VEN, CNKI: 磷化, 冷轧, 钢板, 碳, 硅, 锰, 磷, 硫, 铝, 氮, 内氧化层, 氧化物, 颗粒, 残余奥氏体, 拉伸强度, 延伸, 退火, phosphated, cold rolled, steel sheet, carbon, silicon, manganese, phosphorus, sulfur, aluminum, aluminium, nitrogen, inner oxide layer, oxide, particle?, retained austenite, tensile strength, elongation, anneal+		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
PX	CN 106244923 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 21 December 2016 (21.12.2016), claims 1-9	1-9
A	CN 103805838 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 21 May 2014 (21.05.2014), description, paragraphs [0011]-[0033]	1-9
A	JP 3840392 B2 (KOBE STEEL LTD.), 01 November 2006 (01.11.2006), description, paragraphs [0009]-[0023]	1-9
A	CN 103805840 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 21 May 2014 (21.05.2014), description, paragraphs [0007]-[0050]	1-9
A	WO 2016001705 A1 (ARCELORMITTAL), 07 January 2016 (07.01.2016), description, page 3, line 1 to page 6, line 9	1-9
A	JP H06256965 A (KAWASAKI STEEL CORP.), 13 September 1994 (13.09.1994), description, paragraphs [0006]-[0026]	1-9
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family	
Date of the actual completion of the international search 06 November 2017	Date of mailing of the international search report 22 November 2017	
Name and mailing address of the ISA State Intellectual Property Office of the P. R. China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao Haidian District, Beijing 100088, China Facsimile No. (86-10) 62019451	Authorized officer REN, Yi Telephone No. (86-10) 010-62084787	

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2017/099421

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 106244923 A	21 December 2016	None	
CN 103805838 A	21 May 2014	WO 2014075404 A1	22 May 2014
		CA 2890126 A1	22 May 2014
		US 2015337416 A1	26 November 2015
		KR 20150086312 A	27 July 2015
		MX 2015005836 A	24 September 2015
		EP 2921568 A1	23 September 2015
		CN 103805838 B	08 February 2017
		JP 2016503458 A	04 February 2016
		IN 201501519 P3	27 May 2016
		JP 6207621 B2	04 October 2017
		EP 2921568 A4	03 August 2016
JP 3840392 B2	01 November 2006	JP 2003113441 A	18 April 2003
CN 103805840 A	21 May 2014	KR 20150084062 A	21 July 2015
		MX 2015005838 A	12 January 2016
		IN 201501518 P3	27 May 2016
		CA 2889927 A1	22 May 2014
		EP 2921569 A1	23 September 2015
		JP 2016504490 A	12 February 2016
		US 2016108492 A1	21 April 2016
		JP 6208246 B2	04 October 2017
		WO 2014075405 A1	22 May 2014
		CN 103805840 B	21 December 2016
		EP 2921569 A4	27 July 2016
WO 2016001705 A1	07 January 2016	CA 2954142 A1	07 January 2016
		WO 2016001892 A3	17 March 2016
		WO 2016001892 A2	07 January 2016
		KR 20170026402 A	08 March 2017
		MX 2017000185 A	01 May 2017
		CN 106661650 A	10 May 2017
		EP 3164514 A2	10 May 2017
		US 2017159143 A1	08 June 2017
		JP 2017524817 A	31 August 2017
JP H06256965 A	13 September 1994	JP 3280450 B2	13 May 2002

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2017/099421

A. 主题的分类		
C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C21D 1/26(2006.01)i; C21D 1/74(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i		
按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类		
B. 检索领域		
检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)		
C22C, C21D		
包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献		
在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用))		
CNTXT, CNABS, VEN, CNKI, 磷化, 冷轧, 钢板, 碳, 硅, 锰, 磷, 硫, 铝, 氮, 内氧化层, 氧化物, 颗粒, 残余奥氏体, 拉伸强度, 延伸, 退火, phosphated, cold rolled, steel sheet, carbon, silicon, manganese, phosphorus, sulfur, aluminum, aluminium, nitrogen, inner oxide layer, oxide, particle?, retained austenite, tensile strength, elongation, anneal+		
C. 相关文件		
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求
PX	CN 106244923 A (宝山钢铁股份有限公司) 2016年 12月 21日 (2016 - 12 - 21) 权利要求第1-9项	1-9
A	CN 103805838 A (宝山钢铁股份有限公司) 2014年 5月 21日 (2014 - 05 - 21) 说明书第[0011]-[0033]段	1-9
A	JP 3840392 B2 (KOBE STEEL LTD) 2006年 11月 1日 (2006 - 11 - 01) 说明书第[0009]-[0023]段	1-9
A	CN 103805840 A (宝山钢铁股份有限公司) 2014年 5月 21日 (2014 - 05 - 21) 说明书第[0007]-[0050]段	1-9
A	WO 2016001705 A1 (ARCELORMITTAL) 2016年 1月 7日 (2016 - 01 - 07) 说明书第3页第1行-第6页第9行	1-9
A	JP H06256965 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 1994年 9月 13日 (1994 - 09 - 13) 说明书第[0006]-[0026]段	1-9
<input type="checkbox"/> 其余文件在C栏的续页中列出。 <input checked="" type="checkbox"/> 见同族专利附件。		
* 引用文件的具体类型: “A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件 “B” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利 “L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的) “O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件 “P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件 “T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件 “X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性 “Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性 “&” 同族专利的文件		
国际检索实际完成的日期		国际检索报告邮寄日期
2017年 11月 6日		2017年 11月 22日
ISA/CN的名称和邮寄地址		受权官员
中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088		任怡
传真号 (86-10)62019451		电话号码 (86-10)010-62084787

表 PCT/ISA/210 (第2页) (2009年7月)

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2017/099421

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利			公布日 (年/月/日)
CN	106244923	A	2016年 12月 21日	无			
CN	103805838	A	2014年 5月 21日	WO	2014075404	A1	2014年 5月 22日
				CA	2890126	A1	2014年 5月 22日
				US	2015337416	A1	2015年 11月 26日
				KR	20150086312	A	2015年 7月 27日
				MX	2015005836	A	2015年 9月 24日
				EP	2921568	A1	2015年 9月 23日
				CN	103805838	B	2017年 2月 8日
				JP	2016503458	A	2016年 2月 4日
				IN	201501519	P3	2016年 5月 27日
				JP	6207621	B2	2017年 10月 4日
				EP	2921568	A4	2016年 8月 3日
JP	3840392	B2	2006年 11月 1日	JP	2003113441	A	2003年 4月 18日
CN	103805840	A	2014年 5月 21日	KR	20150084062	A	2015年 7月 21日
				MX	2015005838	A	2016年 1月 12日
				IN	201501518	P3	2016年 5月 27日
				CA	2889927	A1	2014年 5月 22日
				EP	2921569	A1	2015年 9月 23日
				JP	2016504490	A	2016年 2月 12日
				US	2016108492	A1	2016年 4月 21日
				JP	6208246	B2	2017年 10月 4日
				WO	2014075405	A1	2014年 5月 22日
				CN	103805840	B	2016年 12月 21日
				EP	2921569	A4	2016年 7月 27日
WO	2016001705	A1	2016年 1月 7日	CA	2954142	A1	2016年 1月 7日
				WO	2016001892	A3	2016年 3月 17日
				WO	2016001892	A2	2016年 1月 7日
				KR	20170026402	A	2017年 3月 8日
				MX	2017000185	A	2017年 5月 1日
				CN	106661650	A	2017年 5月 10日
				EP	3164514	A2	2017年 5月 10日
				US	2017159143	A1	2017年 6月 8日
				JP	2017524817	A	2017年 8月 31日
JP	H06256965	A	1994年 9月 13日	JP	3280450	B2	2002年 5月 13日

表 PCT/ISA/210 (同族专利附件) (2009年7月)

フロントページの続き

(81)指定国・地域 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), EP(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT

(72)発明者 王 利

中華人民共和国 2 0 1 9 0 0 上海市宝山区富 錦 路 8 8 5 号

Fターム(参考) 4K026 AA02 BA03 EA01 EA08 EA09 EA17

4K037 EA01 EA06 EA11 EA16 EA17 EA18 EA19 EA20 EA23 EA25

EA28 EA31 EA32 EB05 EB12 FA02 FA03 FB00 FC04 FC05

FE01 FE02 FE03 FG00 FH01 FJ01 FJ02 FJ05 FJ06 FK03

FK06 FM04 GA02 JA06