

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局

(43) 国際公開日  
2020年3月5日(05.03.2020)



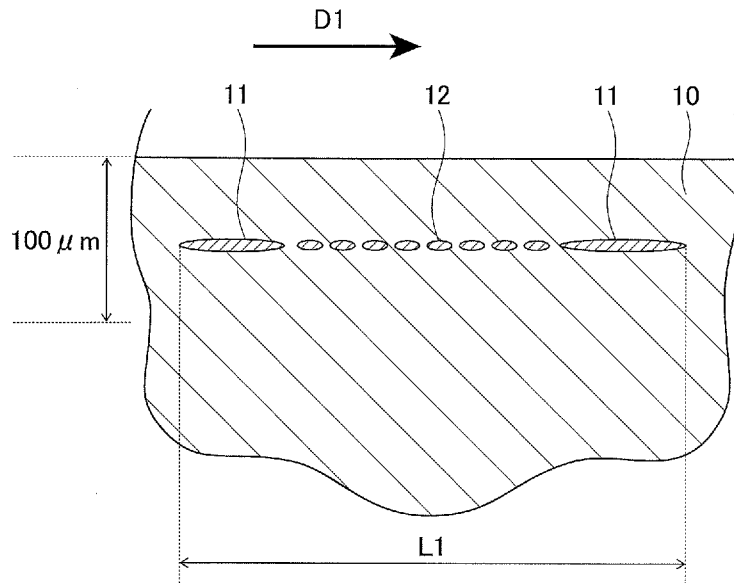
(10) 国際公開番号

WO 2020/045219 A1

- (51) 国際特許分類:  
*C22C 38/00* (2006.01)    *C21D 9/46* (2006.01)  
*B22D 11/00* (2006.01)    *C22C 38/06* (2006.01)  
*B22D 11/11* (2006.01)    *C22C 38/60* (2006.01)  
*B22D 11/12* (2006.01)    *C23C 2/06* (2006.01)  
*C21C 7/10* (2006.01)    *B22D 11/115* (2006.01)
- (21) 国際出願番号:                    PCT/JP2019/032798
- (22) 国際出願日:                    2019年8月22日(22.08.2019)
- (25) 国際出願の言語:                    日本語
- (26) 国際公開の言語:                    日本語
- (30) 優先権データ:  
 特願 2018-162572    2018年8月31日(31.08.2018) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 小野 義彦(ONO Yoshihiko); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 本田 佑馬(HONDA Yuma); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 吉岡 真平(YOSHIOKA Shimpei); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 谷口 公一(TANIGUCHI Koichi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度鋼板及びその製造方法



(57) Abstract: The present invention addresses the problem of providing: a high-strength steel plate having excellent delayed fracture resistance and a tensile strength of at least 980 MPa; and a method for producing same. This high-strength steel plate has a specific composition, wherein the degree of Mn segregation in a specific region is 1.5 or less, the maximum concentration of P in a specific region is 0.08 mass% or less, specific MnS particles are included in a cross section parallel to the rolling direction of the steel plate in a region within 100 μm from the surface of the plate in the thickness direction, the number of the specific MnS particles is 2.0 or less per 1 mm<sup>2</sup>, the number of specific oxide inclusions is 8 or less per 1 mm<sup>2</sup>, at least 80% by number of the oxide inclusions have a specific composition, the microstructure of the steel comprises 30-95% of martensite,



WO 2020/045219 A1

チール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 松田 広志(MATSUDA Hiroshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 村井 剛(MURAI Takeshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 中村 展之(NAKAMURA Nobuyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 7 番 1 号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): 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, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (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), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

5-70% of ferrite phase, less than 30% (including 0%) of bainite, and less than 2.0% (including 0%) of austenite phase by volume percentage, and the tensile strength is at least 980 MPa.

(57) 要約: 本発明の課題は、引張強さが 980 MPa 以上で優れた耐遅れ破壊特性を有する高強度鋼板及びその製造方法を提供することである。本発明の高強度鋼板は、特定の成分組成を有し、特定領域における Mn 偏析度が 1.5 以下であり、特定領域における P 最大濃度が 0.08 質量% 以下であり、表面から板厚方向に 100 μm 以内の領域における、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面で、特定の Mn S 粒子群を含み、特定の Mn S 粒子群が 1 mm<sup>2</sup> 当たり 2.0 個以下であり、特定の酸化物系介在物が 1 mm<sup>2</sup> 当たり 8 個以下であり、上記酸化物系介在物の全個数のうち、特定の組成を有するものの個数比率が 80% 以上であり、鋼組織が、体積分率で、マルテンサイト: 30~95%、フェライト相: 5~70%、ベイナイト: 30% 未満 (0% 含む)、オーステナイト相: 2.0% 未満 (0% 含む) を有し、引張強さが 980 MPa 以上である。

## 明 細 書

発明の名称： 高強度鋼板及びその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、自動車部品等の素材として好ましく用いられ、耐遅れ破壊特性に優れる高強度鋼板及びその製造方法に関する。

### 背景技術

[0002] 近年、地球環境の保護意識の高まりから、自動車のCO<sub>2</sub>排出量削減に向けた燃費改善が強く求められている。これに伴い、自動車部品の素材である鋼板を高強度化して、部品の薄肉化を図り、車体を軽量化しようとする動きが活発となってきている。引張強さが980MPa級以上の鋼板をプレス成形で成形加工を行った場合、部品内での残留応力の増加や鋼板そのものによる耐遅れ破壊特性の劣化により、遅れ破壊が生じるおそれがある。ここで、遅れ破壊とは、部品に高い応力が加わった状態で部品が水素侵入環境下に置かれたとき、水素が部品を構成する鋼板内に侵入し、原子間結合力を低下させることや曲げ加工等により局所的な変形を生じさせることで微小亀裂が生じ、その微小亀裂が進展することで破壊に至る現象である。本発明では、高濃度酸浸漬による腐食環境において優れた耐遅れ破壊特性を確保する必要がある。

[0003] 高強度鋼板の曲げ加工性の改善手段については、従来、種々の検討が行われてきた。例えば、特許文献1には、凝固組織の不均質性を改善して鋼板表層の硬度分布を均質化させることで、フェライトとマルテンサイトを含む組織でありながら、曲げ性を向上する技術が開示されている。また、特許文献1に記載の技術では、鋳型内電磁攪拌装置等を用いて、スラブを鋳型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速を速くして溶鋼の流動により凝固過程にあるスラブ表層の溶鋼を攪拌することによって、デンドライトのアーム間に介在物や欠陥がトラップされにくくし、鋳造時にスラブ表層近傍に不均質な凝固組織が発達することを妨げ、これら凝固組織の不均質性に起因した冷延焼鈍

後の鋼板表層の組織の不均一な変動と、これに起因した曲げ性の劣化を低減している。

[0004] また、介在物の量や形状を制御して、鋼板の材料特性を改善する技術としては、例えば特許文献2及び3の技術がある。

[0005] 特許文献2には、伸びフランジ性の向上を目的として、金属組織及び介在物量を制限した高強度冷延鋼板が開示されている。特許文献2では、硬さ380HV以下の焼戻しマルテンサイトが面積率で50%以上（100%を含む）を含み、残部がフェライトからなる組織を有し、焼戻しマルテンサイト中に存在する、円相当径0.1 $\mu$ m以上のセメントイト粒子が、該焼戻しマルテンサイト1 $\mu$ m<sup>2</sup>当たり2.3個以下であり、全組織中に存在する、アスペクト比2.0以上の介在物が、1mm<sup>2</sup>当たり200個以下である伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板が提案されている。

[0006] また、特許文献3には、CeもしくはLaのうち1種または2種の合計が0.001~0.04%であり、さらに、質量ベースで、(Ce+La)/酸可溶Al $\geq$ 0.1、かつ、(Ce+La)/Sが0.4~50である化学成分を有する、伸びフランジ性と疲労特性に優れた高強度鋼板が提案されている。特許文献3では、Ce、Laの添加による脱酸により生成した微細で硬質なCe酸化物、La酸化物、セリウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド上にMnS、TiS、(Mn, Ti)Sが析出し、圧延時にもこの析出したMnS、TiS、(Mn, Ti)Sの変形が起こり難いため、鋼板中には伸展した粗大なMnS粒子が著しく減少し、繰り返し変形時や穴抜き加工時において、これらのMnS系介在物が割れ発生の起点や亀裂伝播の経路となり難くなることが開示されている。また、特許文献3には、酸可溶Al濃度に応じたCe、La濃度とすることにより、Al脱酸で生成したAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物について、添加したCe、Laが還元分解して微細な介在物を形成し、アルミナ系酸化物がクラスター化して粗大とならないことが開示されている。

[0007] また、特許文献4には、質量%または質量ppmで、C:0.08~0.

18%、Si：1%以下、Mn：1.2～1.8%、P：0.03%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.01～0.1%、N：0.005%以下、O：0.005%以下、B：5～25ppmに加えて、Nb：0.005～0.04%、Ti：0.005～0.04%、Zr：0.005～0.04%のうち1種または2種以上を含み、 $C_{eq}$ とTSの関係が $TS \geq 2270 \times C_{eq} + 260$ 、 $C_{eq} \leq 0.5$ 、 $C_{eq} = C + Si / 24 + Mn / 6$ を満たし、ミクロ組織について、体積分率で80%以上のマルテンサイトを含むことで、耐遅れ破壊特性を改善する技術が開示されている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0008] 特許文献1：特開2011-111670号公報
- 特許文献2：特開2009-215571号公報
- 特許文献3：特開2009-299137号公報
- 特許文献4：特開平09-111398号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0009] しかしながら、特許文献1に記載される技術では、鋳型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速が15cm/秒以上となる条件で鋳造するため、非金属系介在物が残存しやすく、当該介在物の近傍で微小な曲げ割れが生じる場合があり、酸浸漬試験においてこのような微小な曲げ割れを起点に遅れ破壊が生じるといった課題がある。また、Mn偏析度やP最大濃度、MnSの分布形態も適正に制御されていない。即ち、本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られない。なお、鋳型メニスカス近傍とは、溶鋼を鋳造する際に、スラブ表面からスラブ中心に向かってデンドライト組織が形成される程度に近傍であることを意味する。
- [0010] また、特許文献2に記載される技術は、MnS介在物等の形態を制御して

伸びフランジ性を改善するものであるが、酸化物系介在物の制御に関する示唆を与えるものではなく、Mn偏析度やP最大濃度、MnSの分布形態も適正に制御されていない。したがって、特許文献2に記載の技術では本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られない。

[0011] また、特許文献3に記載される技術は、酸化物系介在物の制御にCe、Laといった特殊元素の添加が必要であるため、製造コストが著しく上昇する。また、Mn偏析度やP最大濃度、MnSの分布形態も適正に制御されていないため、特許文献3に記載の技術では本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られない。

[0012] また、特許文献4に記載される技術は、耐遅れ破壊特性を電気分解法で評価した場合の耐遅れ破壊特性改善技術であり、特に5wt%という高濃度のHCl浸漬による腐食環境においては、耐遅れ破壊特性の改善効果は必ずしも十分でない。また、Mn偏析度やP最大濃度、MnSの分布形態も適正に制御されていないため、特許文献4に記載の技術では本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られない。

[0013] 本発明は、かかる事情に鑑み、引張強さが980MPa以上で優れた耐遅れ破壊特性を有する高強度鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

### 課題を解決するための手段

[0014] まず、本発明における耐遅れ破壊特性の評価手法について説明する。本発明では、U曲げ加工を施した後、ボルト締めにより加工部に応力を負荷した試験片を用意する。曲げ半径は、曲げ加工を施した際に目視で見て割れが発生しない最小の曲げ半径で加工を行う。応力を負荷した試験片は次の第1～3工程により作製する。まず、第1工程では、図1に示すように、穿孔2を2つ有し、端面を機械研削した、幅(c)：30mm、長さ(d)：100mmの細長い直方体形状の試験片1を作製する。次いで、第2工程では、図2に示すように試験片1の中央部に曲げ加工を施す。次いで、第3工程では、図3に示すようにフッ化エチレン樹脂製のワッシャ3を前述の穿孔2に装

着して、ステンレスボルト4で締め込むことによって試験片1に応力を負荷する。

[0015] 応力値は、ボルト締め込み量がゼロである曲げ加工後を基準に、ヤング率を210GPaとしてフックの法則により算出される弾性応力2000MPaに相当するひずみ量を与えることにより負荷する（本明細書では、2000MPaの応力を負荷する、と表記する場合がある）。このときのひずみ量は、曲げ加工部の先端にゲージ長さ1mmのひずみゲージを装着して測定する。このようにして作製したU曲げボルト締め試験片を9つ準備し、濃度5wt%、比液量60ml/cm<sup>2</sup>の塩酸に浸漬し、96hr浸漬後に9つすべての試験片で長さ1mm以上の割れが発生しない場合に耐遅れ破壊特性に優れると判断した。

[0016] 本発明者らは、上記耐遅れ破壊特性に関する課題を解決するために、高強度鋼板の耐遅れ破壊特性の支配因子について研究した。その結果、鋼板の表面から板厚方向に100μm以内の領域（本明細書において「表層」という場合がある）に存在する種々の介在物を起点に破壊が生じることを見出した。

[0017] まず、長径150μm以上の粗大なMnS粒子群が所定量以上存在する場合に耐遅れ破壊特性が顕著に劣化することがわかった。この理由は、MnSは熱間圧延および冷間圧延で圧延方向に伸展して比較的アスペクト比が大きい状態で存在するため、MnSの形態そのものによる効果と、基地鋼板との間で局部電池を形成し基地鋼板の溶解と腐食が促進されることにより生じるノッチ効果により大きな応力集中が生じ、さらに腐食により発生する水素量も増加するためと思われる。そこで、本発明者らはMnSによる耐遅れ破壊特性の劣化を無害化するための方法を種々検討した結果、表面から板厚方向に100μm以内の領域における、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面で、長径150μm以上のMnS粒子群を1mm<sup>2</sup>当たり2.0個以下に制御することで、耐遅れ破壊特性を改善できることを明らかにした。また、本発明者らは、該MnSは、Sを0.0015質量%以下に低減し、鑄造時に形成され

るMnミクロ偏析部のMn偏析度を1.5以下に制御し、スラブ加熱条件、熱間圧延条件を種々適正範囲に制御することで、長径150 $\mu\text{m}$ 以上のMnS粒子群を1 $\text{mm}^2$ 当たり2.0個以下に低減できることを明らかにした。

[0018] また、曲げ加工時に微小な割れが生じた場合、酸浸漬後に該微小割れを起点に遅れ破壊が生じることがあり、安定して良好な耐遅れ破壊特性が得られないことがわかった。このような曲げ加工時の微小割れの起点は、鋼板表面から板厚方向に100 $\mu\text{m}$ 以内に存在する粒子直径が5 $\mu\text{m}$ 以上の酸化物系介在物であり、当該酸化物系介在物数を1 $\text{mm}^2$ 当たり8個以下に低減することが耐遅れ破壊特性の安定確保に有効であることを明らかにした。

[0019] 上記に加えて、さらにP最大濃度を0.08質量%以下に制御することで、更なる耐遅れ破壊特性の改善効果が得られることを見出した。この理由は必ずしも明らかではないが、P偏析部により鋼板母相の靱性が低下し、P偏析部がMnSや前記酸化物系介在物と共存する場合に破壊の起点になるためと考えられる。

[0020] これらをすべて組み合わせるとともに、成分組成を調整し、さらに、表面から板厚方向に100 $\mu\text{m}$ 以内の領域におけるMn偏析度を調整し、かつ粒子直径2 $\mu\text{m}$ 以上の酸化物系介在物の組成を調整することで、本発明が目的とする、耐遅れ破壊特性に優れた高強度鋼板が得られ、本発明を完成させた。

[0021] 本発明は上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.10~0.35%、

Si : 0.01~2.0%、

Mn : 1.5~2.2%未満、

P : 0.015%以下(0%を含まない)、

S : 0.0015%以下(0%を含まない)、

SoI, Al : 0.01~1.0%、



N : 0.0055%以下 (0%を含まない)、  
O : 0.0025%以下 (0%を含まない) 及び  
Ca : 0.0005%以下 (0%を含む) を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域におけるMn偏析度が1.5以下であり、

表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域におけるP最大濃度が0.08質量%以下であり、

表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域における、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面で、圧延方向に伸展および/または点列状に分布した1個以上の長軸:0.3 $\mu$ m以上のMnS粒子により構成されるMnS粒子群を含み、該MnS粒子群が2個以上のMnS粒子で構成される場合には該MnS粒子間の距離が40 $\mu$ m以下であり、かつ長径150 $\mu$ m以上のMnS粒子群が1mm<sup>2</sup>当たり2.0個以下であり、

表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域における、板面と平行な面で、粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物が1mm<sup>2</sup>当たり8個以下であり、

前記粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物の全個数のうち、アルミナ含有率:50質量%以上であり、シリカ含有率:20質量%以下であり、かつカルシア含有率:40質量%以下である組成を有する酸化物系介在物の個数比率が80%以上であり、

鋼組織が、体積分率で、マルテンサイト:30~95%、フェライト相:5~70%、ベイナイト:30%未満(0%含む)、及びオーステナイト相:2.0%未満(0%含む)を有し、

引張強さが980MPa以上である高強度鋼板。

[2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Ti : 0.003~0.05%、

Nb : 0.003~0.05%、

V : 0.001~0.1%及び

Zr : 0.001~0.1%のうち1種または2種以上を含有する [1] に記載の高強度鋼板。

[3] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cr : 0.01~1.0%、

Mo : 0.01~0.20%及び

B : 0.0001~0.0030%のうち1種または2種以上を含有する [1] 又は [2] に記載の高強度鋼板。

[4] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~0.5%、

Ni : 0.01~0.5%及び

Sn : 0.001~0.1%のうち1種または2種以上を含有する [1] ~ [3] のいずれかに記載の高強度鋼板。

[5] 前記成分組成は、さらに、質量%で、Sb : 0.001~0.1%を含有する [1] ~ [4] のいずれかに記載の高強度鋼板。

[6] 前記成分組成は、さらに、質量%で、REM及びMgのうち1種または2種を合計で0.0002%以上0.01%以下を含有する [1] ~ [5] のいずれかに記載の高強度鋼板。

[7] 表面に亜鉛めっき層を有する [1] ~ [6] のいずれかに記載の高強度鋼板。

[8] [1] ~ [6] のいずれかに記載の高強度鋼板の製造方法であって、

RH真空脱ガス装置での還流時間を500sec以上とし、精錬終了後、連続 casting するにあたり、 casting 温度と凝固温度の差を10℃以上35℃以下、 casting 型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速を0.5~1.5m/分とし、曲げ部および矯正部を550℃以上1050℃以下で通過させる casting 工程と、

前記 casting 工程で得られた鋼素材を、直接又は一旦冷却した後1220~1300℃に加熱後80分以上保持し、粗圧延の1パス目の圧下量を10%以上とし、仕上げ圧延の1パス目の圧下量を20%以上で熱間圧延する熱延工程と、

前記熱延工程で得られた熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延する冷延工程と、前記冷延工程で得られた冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程と、を有する高強度鋼板の製造方法。

[9] 前記焼鈍工程は、前記冷延工程で得られた冷延鋼板を780~900℃の温度域に加熱後、該温度域で20sec以上均熱保持し、該均熱温度から580℃以上の急冷開始温度までを平均一次冷却速度1~100℃/sで一次冷却した後、急冷開始温度から300℃までの平均二次冷却速度80℃/sec以上2000℃/sec未満で、300℃以下まで二次冷却し、450~130℃の温度域の滞留時間：10~1000secの条件で保持し、130~50℃の温度域を平均三次冷却速度5℃/sec以上で三次冷却する工程である[8]に記載の高強度鋼板の製造方法。

[10] 前記焼鈍工程後の鋼板に亜鉛めっきを施す亜鉛めっき工程を有する[8]又は[9]に記載の高強度鋼板の製造方法。

### 発明の効果

[0022] 本発明によれば、鋼板表層（鋼板表面から100μm以内の領域）の種々の酸化物系介在物およびMnS粒子群の個数を低減し、該酸化物系介在物の組成を適正範囲内に制御し、かつMn偏析度とP最大濃度を適正範囲内に小さくすることで、自動車の構造部材等の自動車部品用素材に好適な、耐遅れ破壊特性に優れた高強度鋼板が得られる。

[0023] 本発明の又は本発明の製造方法で製造した高強度鋼板を用いれば、自動車の衝突安全性の向上が図られるとともに、自動車部品の軽量化による燃費改善も図れる。

### 図面の簡単な説明

[0024] [図1]耐遅れ破壊特性の評価手法の第1工程を説明するための模式図である。  
[図2]耐遅れ破壊特性の評価手法の第2工程を説明するための模式図である。  
[図3]耐遅れ破壊特性の評価手法の第3工程を説明するための模式図である。  
[図4]MnS粒子群が、圧延方向に伸展した1個以上のMnS粒子から構成されている場合の一例を示す模式図である。

[図5]MnS粒子群が、圧延方向に点列状に分布した1個以上のMnS粒子から構成されている場合の一例を示す模式図である。

[図6]MnS粒子群が、圧延方向に伸展した1個以上のMnS粒子と、圧延方向に点列状に分布した1個以上のMnS粒子と、から構成されている場合の一例を示す模式図である。

### 発明を実施するための形態

[0025] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0026] <高強度鋼板>

先ず、本発明の高強度鋼板の成分組成について説明する。なお、本発明でいう高強度とは、引張強さが980MPa以上のことをいう。

[0027] 以下、各成分について具体的に説明する。以下の説明において成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

[0028] C : 0.10 ~ 0.35 %

Cは焼入れ組織のマルテンサイトを強化するために重要な元素である。C含有量が0.10%未満では強度上昇の効果が不十分となる。このため、C含有量は0.10%以上とする。C含有量は、好ましくは0.12%以上であり、より好ましくは0.14%以上である。一方、C含有量が0.35%を超えると強度が高くなりすぎて、耐遅れ破壊特性著しく劣化する。また、スポット溶接における十字引張試験において溶接部破断するため、接合強度が著しく低下する。このため、C含有量は0.35%以下とする。C含有量は、好ましくは0.30%以下であり、より好ましくは、0.24%以下である。

[0029] Si : 0.01 ~ 2.0 %

Siは、高強度鋼板の延性を高めるのに有効である。また、表層の脱炭を抑えて疲労特性を改善する効果がある。このためSi含有量は0.01%以上とする。延性や疲労特性を向上させる観点からは、Si含有量は好ましくは0.10%以上、より好ましくは0.20%以上、さらに好ましくは0.

40%以上である。一方、Siを2.0%超で含有すると酸化物組成が所定範囲に制御することが難しく、耐遅れ破壊特性が劣化する。また、Siは溶接性を劣化させる作用がある。このため、Si含有量は2.0%以下とする。耐遅れ破壊特性と溶接性を向上させる観点からはSi含有量を1.5%以下とすることが好ましく、1.0%未満とすることがより好ましく、0.8%未満とすることがさらに好ましい。

[0030] Mn : 1.5~2.2%未満

Mnは、高強度鋼板の強度を高める。Mn含有量が1.5%未満であると、焼鈍冷却時に生成するフェライト生成量が多くなり、またパーライトの生成も起こりやすくなり、強度が不十分となる。そこで、Mn含有量は1.5%以上とする。Mn含有量は、好ましくは1.6%以上、より好ましくは1.7%以上である。しかし、Mn含有量が2.2%以上であると粗大なMnSの割合が多くなり、長径150 $\mu$ m以上のMnS粒子群が1mm<sup>2</sup>当たり2.0個を超えるため、本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られなくなる。そこで、Mn含有量は2.2%未満とする。Mn含有量は、好ましくは2.1%以下、より好ましくは2.0%以下とする。

[0031] P : 0.015%以下 (0%を含まない)

本発明においてPは不純物である。鋳造時に形成するミクロ偏析部のP最大濃度の増大により耐遅れ破壊特性を劣化させるため、本発明において、P含有量を0.015%以下にすることは重要な要件である。P含有量が0.015%を超えると、表層におけるP最大濃度を0.08質量%以下に制御することが困難になるので、本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られなくなる。このため、P含有量は0.015%以下とする必要がある。P含有量は、好ましくは0.010%以下であり、さらに好ましくは0.008%以下である。また、Pはできるだけ除去することが好ましいが、P含有量が0.003%未満では耐遅れ破壊特性の改善効果は飽和し、生産性を著しく阻害するため、P含有量は0.003%以上が好ましい。

[0032] S : 0.0015%以下 (0%を含まない)

本発明において、Sは本発明鋼中では不純物である。Sは、Mnと結びついてMnSを形成し、粗大なMnS粒子の存在は耐遅れ破壊特性を著しく劣化させる。このため、本発明においてS含有量を0.0015%以下にすることは特に重要な要件である。S含有量が0.0015%を超えると、長径150 $\mu$ m以上の粗大なMnS粒子群が増加して本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られなくなる。そこで、S含有量を0.0015%以下とする必要がある。またSはできるだけ除去することが好ましく、S含有量は好ましくは0.0010%以下、より好ましくは0.0008%以下、さらに好ましくは0.0005%以下である。一方、S含有量を0.0002%未満に低減するためには生産性を著しく阻害するため、0.0002%以上が好ましい。

[0033] Sol. Al : 0.01~1.0%

Sol. Al含有量が0.01%未満では脱酸・脱窒の効果が十分でない。このため、Sol. Al含有量は0.01%以上とする。Sol. Al含有量は、好ましくは0.02%以上である。また、Sol. AlはSiと同様にフェライト生成元素であり、フェライトを含む鋼組織を志向する場合に添加される。一方、Sol. Al含有量が1.0%を超えると、引張強さ980MPaを安定的に確保することが難しくなる。また、耐遅れ破壊特性も劣化する。そこで、Sol. Al含有量を1.0%以下とする。Sol. Al含有量は、好ましくは0.5%以下、より好ましくは0.1%以下である。なお、ここで、Sol. Alは酸可溶性アルミニウムであり、Sol. Al含有量は鋼中全Al含有量のうち、酸化物として存在するAlを除いたAl含有量である。

[0034] N : 0.0055%以下 (0%を含まない)

Nは粗鋼中に含まれる不純物であり、鋼板の成形性を劣化させるため、N含有量は0.0055%以下とする。N含有量は、好ましくは0.0050%以下、より好ましくは0.0045%以下である。一方、N含有量を0.0006%未満にしようとする、精錬コストが著しく上昇する。このため

、N含有量は0.0006%以上とすることが好ましい。

[0035] O : 0.0025%以下 (0%を含まない)

Oは精錬時に生成した金属酸化物などが鋼中の介在物として残留するものである。本発明においては、後述するように、酸化物系介在物の組成を適正に制御することで、曲げ加工性を介して耐遅れ破壊特性を改善することができる。O含有量が0.0025%を超えると、曲げ加工時の微小割れの発生率が著しく上昇し、結果的に耐遅れ破壊特性が劣化する。このため、O含有量は0.0025%以下とする。O含有量は、好ましくは0.0020%以下であり、より好ましくは0.0014%以下である。一方、O含有量を0.0008%未満にしようとする、精錬コストが著しく上昇する。よって、精錬コストの上昇を抑制するため、O含有量を0.0008%以上とすることが好ましい。

[0036] Ca : 0.0005%以下 (0%を含む)

Caは粗鋼中に含有される不純物であり、酸素と反応して酸化物を形成したり、別の酸化物と反応して複合酸化物となったりする。これらが鋼中に存在すると、鋼板における欠陥の原因となったり、曲げ性を介して耐遅れ破壊特性を劣化させたりするため、Ca含有量は0.0005%以下とする必要がある。Ca含有量は、好ましくは0.0003%以下であり、より好ましくは0.0002%以下である。

[0037] 本発明の鋼板は、上記成分を含有し、上記成分以外の残部はFe (鉄) および不可避的不純物を含む成分組成を有する。ここで、本発明の鋼板は、上記成分を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。また、本発明の鋼板の成分組成には、上記の元素に加えて、目的に応じて、さらに下記の任意元素を含有することができる。

[0038] Ti : 0.003~0.05%、Nb : 0.003~0.05%、V : 0.001~0.1%及びZr : 0.001~0.1%のうち1種または2種以上

Ti、Nb、V、Zrは、鑄造、熱延工程で鋼中に炭化物、窒化物を形成

し、結晶粒径の粗大化を抑制することで、加工によって生じた亀裂の伝播を抑制させる効果がある。このような効果を得るためには、上記下限値以上でTi、Nb、V、Zrを含有することが好ましい。Ti含有量は、より好ましくは0.02%以上である。Nb含有量は、より好ましくは0.02%以上である。V含有量は、より好ましくは0.003%以上、さらに好ましくは0.006%以上である。Zr含有量は、より好ましくは0.003%以上、さらに好ましくは0.006%以上である。ただし、これらの元素の過度の添加は炭窒化物の析出量が多くなり、粗大なものはスラブ加熱時に溶け残ることで、製品の成形性を低下させる。そのため、上記上限値以下でTi、Nb、V、Zrを含有することが好ましい。Ti含有量は、より好ましくは0.04%以下である。Nb含有量は、より好ましくは0.04%以下である。V含有量は、より好ましくは0.050%以下、さらに好ましくは0.010%以下である。Zr含有量は、より好ましくは0.050%以下、さらに好ましくは0.010%以下である。

[0039] Cr: 0.01~1.0%、Mo: 0.01~0.20%及びB: 0.001~0.0030%のうち1種または2種以上

Cr、Mo、Bは、焼入れ性を向上させることで980MPa以上の引張強さを安定して得るのに有効な元素であり、このような効果を得るため、これらの元素のうち1種または2種以上を含有させることが好ましい。それぞれ下限値以上含有することで上記効果を得ることができる。Cr含有量はより好ましくは0.1%以上である。Mo含有量はより好ましくは0.05%以上である。B含有量はより好ましくは0.0003%以上である。一方、Cr、Mo、Bは、それぞれ、上記上限値を超えると延性を劣化させる可能性がある。このため、上記上限値以下とすることが好ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.7%以下である。Mo含有量は、より好ましくは0.15%以下である。B含有量は、より好ましくは0.0020%以下である。

[0040] Cu: 0.01~0.5%、Ni: 0.01~0.5%及びSn: 0.0



0.1～0.1%のうち1種または2種以上

Cu、Ni、Snは鋼板の耐食性の向上により耐遅れ破壊特性を高める効果があり、このような効果を得るため、これらの元素のうち1種または2種以上を含有させることが好ましい。Cu、Ni、Snの含有量は、それぞれ、0.01%以上、0.01%以上、0.001%以上でこのような効果を得ることができるため、Cu含有量は0.01%以上、Ni含有量は0.01%以上、Sn含有量は0.001%以上であることが好ましい。より好ましくは、Cu含有量は0.05%以上、Ni含有量は0.05%以上、Sn含有量は0.005%以上である。一方、Cu、Ni、Snのうち1種または2種以上を含有する場合、それぞれの含有量が、0.5%、0.5%、0.1%を超えると casting および熱間圧延時の脆化により表面欠陥が発生する。このため、Cu含有量は0.5%以下、Ni含有量は0.5%以下、Sn含有量は0.1%以下とすることが好ましい。より好ましくは、Cu含有量は0.2%以下、Ni含有量は0.2%以下、Sn含有量は0.050%以下とする。

[0041] Sb : 0.001～0.1%

Sbは、連続焼鈍の焼鈍過程において、鋼板の表層に濃化することで鋼板の表層に存在するC含有量及びB含有量の低減を抑制する。このような効果を得るためには、Sb含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Sb含有量は、より好ましくは0.003%以上とする。一方、Sb含有量が0.1%を超えるとその効果が飽和するだけでなく、Sbの粒界偏析により靱性が低下する可能性がある。従って、Sb含有量は0.1%以下とすることが好ましい。Sb含有量は、より好ましくは、0.015%以下である。

[0042] REM及びMgのうち1種または2種を合計で0.0002%以上0.01%以下

これらの元素は、介在物を微細化し、破壊の起点を減少させることで、成形性を向上させるのに有用な元素である。合計含有量が0.0002%未満となる添加では上記のような作用を有効に発揮しえない。一方、合計含有量

が0.01%を超えると、逆に介在物が粗大化し、成形性が低下する可能性がある。したがって、REM及びMgのうち1種または2種の合計含有量が0.0002%以上0.01%以下であることが好ましい。ここで、REMとは、Sc、Y及びランタノイドの合計17元素を指し、ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。本発明では、REMの含有量はこれらの元素の合計含有量を指す。

[0043] なお、本発明の鋼板において、上記以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。上記の任意に含むことができる任意元素を、上記下限値未満含む場合には、これらの元素は本発明の効果を害さないため、これらの元素を不可避免的不純物に含むこととする。

[0044] 次に、本発明鋼板の表層のMn偏析度およびP最大濃度の限定理由について説明する。

[0045] 表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域におけるMn偏析度が1.5以下

本発明において、Mn偏析度とは、鋼板の中心偏析部を除いた平均のMn量に対する表面から板厚方向に10 $\mu$ m深さから100 $\mu$ m深さまでの領域（圧延方向の垂直断面）の最大のMn量である（Mn偏析度＝（最大Mn量／平均Mn量））。最表面からの深さが10 $\mu$ m未満までの領域の測定値は表面を測定することによる測定誤差が生じるため、測定からは除外する。また、Mn偏析度の制御は、本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性を得るうえで最も重要な要件の1つである。

[0046] Mn偏析度を測定する場合、EPMA（Electron Probe Micro Analyzer）によって鋼板のMn濃度分布を測定する。Mn偏析度はEPMAの測定条件によって変化するため、本発明では、加速電圧15kV、照射電流2.5 $\mu$ A、照射時間0.05s／点、プローブ径を1 $\mu$ m、測定ピッチ1 $\mu$ mの一定条件で、測定面積を45000 $\mu$ m<sup>2</sup>（深さ方向90 $\mu$ m×圧延方向500 $\mu$ m）として評価する。得られたデータについて、3 $\mu$ m×3 $\mu$ mの範囲でデータを平均化した値をその領域の測定デ

ータとする。本発明では、一つの評価領域を  $3\ \mu\text{m} \times 3\ \mu\text{m}$  とする。なお、MnS粒子などの介在物が存在すると最大Mn偏析度が見かけ上大きくなるので、介在物が当たった場合はその値は除いて評価するものとする。

[0047] Mn偏析度が1.5を超えると、粗大なMnS粒子の割合が多くなるとともに、偏析領域の破壊強度が低下して偏析に沿って亀裂が伝播する。このため、Mn偏析度は1.5以下とする。Mn偏析度は、好ましくは1.3以下である。

[0048] また、上記Mn偏析度の下限は特に限定されず、上記Mn偏析度の値は小さい方が好ましい。通常、上記Mn偏析度は1.0以上となる。

[0049] なお、鋼板表面から板厚方向に  $100\ \mu\text{m}$  より板厚中心側に存在するMn偏析は、本発明が目的とする耐遅れ破壊特性に対して影響が小さいので本発明では特に規定はしない。

[0050] 表面から板厚方向に  $100\ \mu\text{m}$  以内の領域におけるP最大濃度が0.08質量%以下

本発明において、Pの最大濃度とは、鋼板の中心偏析部を除いた表面から板厚方向に  $10\ \mu\text{m}$  深さから  $100\ \mu\text{m}$  深さまでの領域（圧延方向の垂直断面）のPの最大濃度である。最表面からの深さが  $10\ \mu\text{m}$  未満までの領域の測定値は表面を測定することによる測定誤差が生じるため、測定からは除外する。また、P最大濃度の制御は本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性を得るうえで重要な要件の1つである。

[0051] Pの最大濃度を測定する場合、EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) によって鋼板のPの濃度分布を測定する。P最大濃度はEPMAの測定条件によって変化するため、本発明では、加速電圧  $15\ \text{kV}$ 、照射電流  $2.5\ \mu\text{A}$ 、照射時間  $0.05\ \text{s}$  / 点、プローブ径を  $1\ \mu\text{m}$ 、測定ピッチ  $1\ \mu\text{m}$  の一定条件で、測定面積を  $45000\ \mu\text{m}^2$ （深さ方向  $90\ \mu\text{m} \times$  圧延方向  $500\ \mu\text{m}$ ）として評価する。得られたデータについて、 $3\ \mu\text{m} \times 3\ \mu\text{m}$  の範囲でデータを平均化した値をその領域の測定データとする。本発明では、一つの評価領域を  $3\ \mu\text{m} \times 3\ \mu\text{m}$  とする。

- [0052] Pの最大濃度が増加すると、最大濃度領域の破壊強度が低下して濃度の高い領域に沿って亀裂が伝播する。Pの最大濃度が0.08質量%を超えると、浸漬遅れ破壊試験時に粗大なMnS粒子を起点にした割れからの亀裂の進展が顕著になり、本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られなくなる。このため、P最大濃度は0.08質量%以下とする。P最大濃度は、好ましくは0.06質量%以下であり、さらに好ましくは0.05質量%以下である。
- [0053] また、上記最大濃度の下限は特に限定されず、上記P最大濃度は少ない方が好ましいが、通常、0.01質量%以上であることが多い。
- [0054] なお、鋼板表面から板厚方向に100 $\mu$ mより板厚中心側に存在するP偏析も低減することが好ましいが、本発明が目的とする耐遅れ破壊特性に対して影響が小さいので本発明では特に規定はしない。
- [0055] 続いて、MnSに関する限定理由について、説明する。
- [0056] 本発明の鋼板は、表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域における、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面で、圧延方向に伸展および／または点列状に分布した1個以上の長軸：0.3 $\mu$ m以上のMnS粒子により構成されるMnS粒子群を含み、該MnS粒子群が2個以上のMnS粒子で構成される場合には該MnS粒子間の距離が40 $\mu$ m以下であり、かつ長径150 $\mu$ m以上のMnS粒子群が1mm<sup>2</sup>当たり2.0個以下である。MnS粒子群とは、圧延方向に伸展および／または点列状に分布した1個以上の長軸：0.3 $\mu$ m以上のMnS粒子により構成されるMnS粒子群を含み、該MnS粒子群が2個以上のMnS粒子で構成される場合には該MnS粒子間の距離が40 $\mu$ m以下であるものを指す。なお、本発明でいうMnS粒子の長軸は、円相当楕円の長軸を意味する。
- [0057] 図4～6を用いて、MnS粒子群を説明する。図4～6は、鋼板10の圧延方向D1に平行な板厚断面を示している。
- [0058] MnS粒子群は、上述したとおり、圧延方向に伸展および／または点列状に分布した1個以上のMnS粒子により構成されている。つまり、MnS粒

子群は、以下の（１）～（３）のいずれか一つのM n S粒子により構成されている場合に分けられる。

（１）圧延方向に伸展した１個以上のM n S粒子

（２）圧延方向に点列状に分布した１個以上のM n S粒子

（３）圧延方向に伸展した１個以上のM n S粒子と、圧延方向に点列状に分布した１個以上のM n S粒子とを有するM n S粒子

上記（１）の場合の一例を図４に示す。図４には、鋼板表面から $100\mu$ 以内の領域において、鋼板１０の圧延方向D １に平行な板厚断面で、圧延方向D １に伸展したM n S粒子１１を示している。

[0059] 上記（２）の場合の一例を図５に示す。図５には、鋼板表面から $100\mu$ 以内の領域において、鋼板１０の圧延方向D １に平行な板厚断面で、圧延方向D １に点列状に分布した複数のM n S粒子１２を示している。

[0060] 上記（３）の場合の一例を図６に示す。図６には、鋼板表面から $100\mu$ 以内の領域において、鋼板１０の圧延方向D １に平行な板厚断面で、圧延方向D １に伸展したM n S粒子１１と、圧延方向D １に点列状に分布した複数のM n S粒子１２とが連続して存在している場合を示している。

[0061] また、これらのM n S粒子は、それぞれ、長軸 $0.3\mu\text{m}$ 以上である。また、M n S粒子群が２個以上のM n S粒子で構成されている図５及び６では、M n S粒子間の距離が $40\mu\text{m}$ 以下である。

[0062] M n S粒子の存在形態を上記範囲に制御することは本発明の目的とする優れた耐遅れ破壊特性を得るうえで最も重要な要件の１つである。鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ より板厚中心側に存在するM n S粒子群、または長径が $150\mu\text{m}$ 未満のM n S粒子群は耐遅れ破壊特性に対して影響が小さいので本発明では特に制御する必要はない。このため、鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ 以内の領域に存在する、長径 $150\mu\text{m}$ 以上のM n S粒子群について、以下のように限定する。

[0063] また、M n S粒子群の長径は、M n S粒子群が１個のM n S粒子から構成される場合には、その粒子の圧延方向の長さを意味する。M n S粒子群が２

個以上のMnS粒子から構成される場合には、圧延方向の両端に存在する粒子の外周上の2点間の圧延方向の最大長さを意味する。また、図4～6には、上記(1)～(3)の場合の、MnS粒子群の長径L1を図示している(図4～6参照)。

[0064] 鋼板表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域において、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面で、長径150 $\mu$ m以上のMnS粒子群が1mm<sup>2</sup>当たり2.0個を超えると、MnS粒子の形態そのものによる効果と、基地鋼板との間で局部電池を形成し基地鋼板の溶解と腐食が促進されることにより生じるノッチ効果により、基地鋼板とMnS界面に大きな応力集中が生じ、さらに腐食の促進により単位時間あたりに発生する水素量も増加するため、本発明が目的とする優れた耐遅れ破壊特性が得られない。このため、当該MnS粒子群の個数は1mm<sup>2</sup>当たり2.0個以下とする。MnS粒子群の個数は、好ましくは、1mm<sup>2</sup>当たり1.5個以下である。なお、MnS粒子群の個数は1mm<sup>2</sup>当たり0個でもよい。なお、MnSは圧延により伸展し、薄い板状の形態を呈するので、本発明においては、介在物の大きさは鋼板の圧延方向と平行な板厚断面で圧延方向の粒子長さ評価する。即ち、圧延方向の長さが粒子長径に相当する。また、測定はSEM(走査型電子顕微鏡)で行い、評価面積は3mm<sup>2</sup>(深さ方向100 $\mu$ m×圧延方向30000 $\mu$ m)として評価する。

[0065] また、鋼板表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域における、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面での、長径150 $\mu$ m以上のMnS粒子群の1mm<sup>2</sup>当たりの個数の下限は特に限定されず、少ない方が好ましいが、通常、0.2個以上であることが多い。

[0066] さらに、酸化物系介在物に関する限定理由について、説明する。

[0067] 本発明では、鋼板の表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域における粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物が1mm<sup>2</sup>当たり8個以下であり、該酸化物系介在物の全個数のうち、アルミナ含有率：50質量%以上であり、シリカ含有率：20質量%以下であり、カルシア含有率：40質量%以下である

組成を有する酸化物系介在物の個数比率が80%以上である。

- [0068] 酸化物系介在物の形態、組成を上記範囲に制御することは本発明の目的とする優れた耐遅れ破壊特性を得るうえで重要な要件の1つである。鋼板表面から板厚方向に100 $\mu$ mより板厚中心側に存在する酸化物系介在物、または粒子直径が5 $\mu$ m未満の酸化物系介在物は耐遅れ破壊特性に対して影響が小さいので本発明では特に制御する必要はない。このため、鋼板表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域に存在する、粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物について、以下のように限定する。なお、粒子直径とは円相当径の直径の長さを意味する。
- [0069] 鋼板表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域において、鋼板の圧延方向を含む板面と平行な面で、粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物が1 $\text{mm}^2$ 当たり8個を超えると曲げ加工時に微小割れが鋼板内部の介在物回りで生じ、浸漬試験時に該微小割れから亀裂が伝播して鋼板の割れに至る。このため、当該介在物の個数は1 $\text{mm}^2$ 当たり8個以下とする。本発明においては、酸化物系介在物の鋼板表面から深さ方向（板厚方向）100 $\mu$ m以内の分布は、通常ほぼ均一であるので、評価位置は鋼板表面から100 $\mu$ m以内の任意断面で行ってよい。ただし、粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物が板厚方向に不均一に分布する場合は、最も分布個数が多い深さで評価するものとする。また、測定は光学顕微鏡を用いて行い、評価面積は100 $\text{mm}^2$ 以上とする。
- [0070] 粒子直径が5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物中にアルミナは脱酸生成物として不可避免的に含まれるが、アルミナ単体では耐遅れ破壊特性への影響が小さい。一方、酸化物系介在物中のアルミナ含有率が50質量%未満になると、酸化物が低融点化し、酸化物系介在物が圧延加工時に伸展して、曲げ加工時の割れ起点となり易くなる。このため、粒子直径が5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物中のアルミナ含有率は50質量%以上とする。シリカ、カルシアはアルミナと共存することにより、酸化物が低融点化し、酸化物系介在物が圧延加工時に伸展して、曲げ加工時の割れ起点となり易くなるため、鋼板の耐遅れ破

壊特性を劣化させる。それぞれ質量%で、20質量%、40質量%を超えると曲げ加工性の劣化が著しくなるため、シリカ含有率は20質量%以下、カルシア含有率は40質量%以下とする。なお、より好ましい介在物組成としては、溶鋼中の鋼中酸化物の平均組成が、質量%で、アルミナ含有率：60%以上、かつシリカ含有率：10%以下、かつカルシア含有率：20%以下である。この時、上記したように、評価する鋼板の表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の鋼板中における粒子直径5 $\mu$ m以上の酸化物系介在物の全個数のうち、個数比率で80%以上が上記組成の範囲を満たしていれば、良好な耐遅れ破壊特性が得られる。このため、上記組成を満たす酸化物系介在物の個数比率を80%以上とする。すなわち、アルミナ含有率：50質量%以上であり、かつシリカ含有率：20質量%以下であり、かつカルシア含有率：40質量%以下である組成を有する酸化物系介在物の個数比率を80%以上とする。さらに耐遅れ破壊特性を向上させるためには、該個数比率を88%以上とすることが好ましく、90%以上とすることがより好ましく、最も好ましくは100%である。酸化物組成の調整は、転炉または二次精錬プロセスのスラグ組成を調整することにより達成される。また、鋼中酸化物の平均組成は、スラブからサンプルを切り出し、抽出残渣分析法（例えば、蔵保ら：鉄と鋼、Vol. 82（1996）、1017）によって定量的に求めることができる。なお、本発明における酸化物系介在物の粒子直径は円相当径を意味する。

[0071] 次に鋼組織の限定理由について説明する。なお、体積分率の測定方法は実施例に記載の方法を採用し、実施例に記載の通り、残留オーステナイト以外は面積率を体積分率とみなす。

[0072] マルテンサイトの体積分率：30～95%

マルテンサイトの体積分率を30%以上とすることで、引張強さで980 MPa以上の強度を安定して確保することができる。マルテンサイトの体積分率は、好ましくは55%以上であり、より好ましくは60%以上である。マルテンサイトの体積分率はプレス成形性の指標である伸びを担保するため



に95%以下とする。マルテンサイトの体積分率は、好ましくは90%以下であり、より好ましくは85%以下である。なお、本発明においては、マルテンサイトとは、焼戻しされているマルテンサイトを含むものとする。

[0073] フェライト相の体積分率：5～70%

軟質なフェライト相は鋼板の伸び向上に寄与するため、本発明では、伸び担保の観点からフェライト相の体積分率は5%以上である。フェライト相の体積分率は、好ましくは10%以上、より好ましくは20%以上である。一方、フェライト相が体積分率で70%を超えると、低温変態相の硬さとの組み合わせにもよるが、引張強さ980MPaの確保が困難となる場合がある。従って、フェライト相は体積分率で70%以下に制限する。フェライト相の体積分率は、好ましくは、45%以下であり、より好ましくは40%以下である。なお、フェライト相にはベイニティックフェライトが含まれる。

[0074] ベイナイト：30%未満（0%含む）

ベイナイトはマルテンサイトと比べて軟質であり、加工硬化能の低下により伸びの劣化を招き、また、ベイナイト変態に伴って後述のオーステナイト相が生成する場合があるため、含まれないことが好ましいが、30%未満であれば本発明の目的とする耐遅れ破壊特性は担保されるため許容される。好ましくは3%以下である。

[0075] オーステナイト相（残留オーステナイト相）：2.0%未満（0%含む）

オーステナイト相は含まれないことが好ましいが、2.0%未満であれば実質的に無害であるので含まれてもよい。オーステナイト相が2.0%以上になると、オーステナイト相は曲げ加工時に硬いマルテンサイトに変態するため、軟質なフェライト相が存在する場合には硬度差が大きく曲げ割れの起点となり、耐遅れ破壊特性を劣化させる場合があるため、好ましくない。

[0076] 上記相以外のその他の相を、本発明の効果を害さない範囲で含んでもよい。その他の相は、合計の体積分率が4%以下であれば許容できる。その他の相としては例えばパーライトが挙げられる。

[0077] なお、上記高強度鋼板は、亜鉛めっき層を有してもよい。亜鉛めっき層は

例えば溶融亜鉛めっき層、電気亜鉛めっき層である。また、溶融亜鉛めっき層は合金化されている合金化溶融亜鉛めっき層でもよい。

[0078] 以上の本発明の高強度鋼板は、成分組成、鋼組織及び表層の状態が上記のように調整されるため、強度が高い。具体的には、実施例に記載の方法で測定した引張強度が980MPa以上である。好ましくは1200MPa以上である。なお、引張強度は高いほど好ましいが、他の性質とのバランスの取りやすさの観点から1600MPa以下が好ましい。

[0079] また、本発明の高強度鋼板は、成分組成、鋼組織及び表層の状態が上記のように調整されるため、優れた伸びを有する。具体的には、実施例に記載の方法で測定した伸び（E1）が10%以上である。

[0080] また、本発明の高強度鋼板は、耐遅れ破壊特性に優れる。具体的には、成分組成、鋼組織及び表層の状態を、上記の範囲で調整することにより、優れた耐遅れ破壊特性が得られる。

[0081] 次に、本発明の高強度鋼板の製造方法について説明する。本発明の高強度鋼板の製造方法は、鑄造工程と、熱延工程と、冷延工程と、焼鈍工程とを有する。また、焼鈍工程後に、亜鉛めっき工程を有してもよい。なお、以下に示すスラブ（鋼素材）、鋼板等を加熱又は冷却する際の温度は、特に説明がない限り、スラブ（鋼素材）、鋼板等の表面温度を意味する。

[0082] 鑄造工程とは、RH真空脱ガス装置での還流時間を500sec以上とし、精錬終了後、連続鑄造するにあたり、鑄造温度と凝固温度の差を10℃以上35℃以下、鑄型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速を0.5~1.5m/分とし、曲げ部および矯正部を550℃以上1050℃以下で通過させる条件で鑄造する工程である。

[0083] RH真空脱ガス装置での還流時間：500sec以上

成分調整用の金属や合金鉄の最終添加後のRH真空脱ガス装置での還流時間を500sec以上とする。鋼板中にCa系複合酸化物が存在すると曲げ加工時の微小割れ発生により耐遅れ破壊特性を劣化させるため、これらの酸化物を低減させる必要がある。そのため、精錬工程において、成分調整用の

金属や合金鉄の最終添加後のRH真空脱ガス装置での還流時間を500sec以上とすることが必要となる。還流時間は、好ましくは650sec以上であり、より好ましくは800sec以上である。また、還流時間の上限は特に規定されないが、生産性を考慮すると、上記還流時間は3600sec以下が好ましい。

[0084] 鑄造温度と凝固温度の差：10℃以上35℃以下

鑄造温度と凝固温度の差を小さくすることで、凝固時の等軸晶の生成を促進しP、Mn等の偏析を軽減できる。この効果を十分に得るため、鑄造温度と凝固温度の差を35℃以下とする。鑄造温度と凝固温度の差は30℃以下が好ましい。一方、鑄造温度と凝固温度の差が10℃未満では、鑄造時のパウダーやスラグ等の巻込みによる欠陥が増加する懸念がある。したがって、鑄造温度と凝固温度の差は10℃以上とする。鑄造温度と凝固温度の差は、15℃以上が好ましい。鑄造温度は、タンディッシュ内の溶鋼温度を実測することで求めることができる。凝固温度は、鋼の成分組成を実測して、下記式により求めることができる。

[0085] 凝固温度 (℃) = 1539 - (70 × [%C] + 8 × [%Si] + 5 × [%Mn] + 30 × [%P] + 25 × [%S] + 5 × [%Cu] + 4 × [%Ni] + 1.5 × [%Cr])

上記式において、[%元素記号]は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

[0086] 鑄型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速：0.5～1.5m/分

精錬終了後、連続鑄造するにあたり、鑄型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速を1.5m/分以下とすることで、非金属系介在物が浮上することとなり除去される。溶鋼流速が1.5m/分を超えると鋼中に残存する非金属系介在物の量が増加し、微小割れの増加により耐遅れ破壊特性が劣化する。溶鋼流速は、好ましくは1.2m/分以下である。一方、溶鋼流速が0.5m/分未満となると、凝固速度が著しく低下するためMn偏析度やP最大濃度が増加し、耐遅れ破壊特性が劣化する。溶鋼流速は、0.5m/分以上で

あり、好ましくは0.8 m/分以上である。

[0087] 曲げ部および矯正部の通過温度：550℃以上1050℃以下

曲げ部および矯正部の通過温度を1050℃以下とすることは、鑄片のバルジングの抑制を通じてP、Mn等の偏析を軽減し、鋼板の表面から板厚方向に100μm以内の領域における長径150μm以上のMnS粒子群やPの最大濃度を低減するため、耐遅れ破壊特性の改善に効果的である。該通過温度が1050℃を超えると、この効果が低減することになる。該通過温度は、より好ましくは1000℃以下である。

[0088] 一方、曲げ部および矯正部の通過温度を550℃未満とすると、鑄片が硬質化し曲げの矯正装置の変形負荷が増大するため、矯正部のロール寿命を短くしたり、凝固末期のロール開度の狭小化による軽圧下が十分に作用せずに中心偏析が劣化する。したがって、該通過温度は550℃以上である。

[0089] 熱延工程とは、鑄造工程で得られた鋼素材を、直接又は一旦冷却した後1220℃以上1300℃以下に加熱後80分以上保持し、粗圧延の1パス目の圧下量を10%以上とし、仕上げ圧延の1パス目の圧下量を20%以上で熱間圧延を完了し、巻き取る工程である。

[0090] スラブ加熱温度：1220℃以上1300℃以下で80分以上

上記鑄造で得られた鋼素材を必要に応じて加熱し（鑄造後の鋼スラブの温度が1220℃以上1300℃以下の範囲にあれば加熱の必要はない）、スラブの表面温度で1220℃以上1300℃以下の範囲で80分以上保持することは、長径150μm以上のMnS粒子群の個数を低減するのに重要な要件の1つである。また同時にMnやP偏析も軽減される。保持温度が1220℃未満になると、均熱時のMnSの溶解が不十分となり、鑄造時に生成した粗大なMnS粒子が十分に溶解せず残存して、その後の熱間圧延と引き続く冷間圧延で長径150μm以上に伸展したMnS粒子群が多数形成するため、耐遅れ破壊特性が不十分となる。スラブ加熱温度は、好ましくは1240℃以上である。スラブ加熱温度は、加熱温度を過度に高温にすることは経済上好ましくないことから、1300℃以下とする。該スラブ加熱温度域

の保持時間が80分未満になると、均熱時のMnSの溶解が不十分となり、  
鑄造時に生成した粗大なMnS粒子が十分に溶解せず残存して、その後の熱  
間圧延と引き続く冷間圧延で長径150 $\mu$ m以上に伸展したMnS粒子群が  
多数形成するため、耐遅れ破壊特性が不十分となる。該スラブ加熱温度域の  
保持時間は80分以上であり、好ましくは90分以上である。保持時間の上  
限は特に限定されないが、120分を超えると生産性の阻害要因となるため  
、好ましくは120分以下である。

[0091] 粗圧延の1パス目の圧下量：10%以上

粗圧延の1パス目の圧下量を10%以上とすることでMn偏析やP偏析を  
軽減できるため、耐遅れ破壊特性が向上する。該圧下量は、好ましくは12  
%以上である。該圧下量が10%未満の場合では偏析軽減効果が低下し、耐  
遅れ破壊特性が不十分となる。なお、1パス目での過度の圧下量は、鋼板形  
状を損なうことがあるため、18%以下が好ましい。

[0092] 仕上げ圧延の1パス目の圧下量：20%以上

仕上げ圧延の1パス目の圧下量を20%以上とすることでMn偏析やP偏  
析を軽減できるため、耐遅れ破壊特性が向上する。該圧下量は、好ましくは  
24%以上である。該圧下量が20%未満の場合では偏析軽減効果が低下し  
、耐遅れ破壊特性が不十分となる。なお、熱間圧延時の通板性の観点から上  
記圧下量は35%以下が好ましい。

[0093] 熱間仕上げ圧延温度：A<sub>r3</sub>変態点以上（好適条件）

熱間仕上げ圧延温度がA<sub>r3</sub>変態点より低い場合、熱間仕上げ圧延後の組織  
がバンド状の展伸粒組織となり、冷延焼鈍後もバンド状の展伸粒組織が残存  
するため、十分な伸びが得られない場合がある。このため、熱間仕上げ圧延  
温度はA<sub>r3</sub>変態点以上が好ましい。仕上げ圧延温度の好ましい上限は特に規  
定しないが、1000℃を超えると、熱間仕上げ圧延後の組織が粗大になり  
、冷延焼鈍後の組織も粗大なままとなるため、伸びが低下する場合がある。  
また、この場合、熱間仕上げ圧延後に高温で長時間、滞留することとなるた  
め、スケール厚が厚くなって、酸洗後の表面の凹凸が大きくなり、冷延焼鈍

後の鋼板の曲げ性に悪影響を及ぼす結果となる。なお、 $A r_3$ 変態点は以下の式により定義される。

$$A r_3 \text{変態点 (}^\circ\text{C)} = 910 - 310 \times [\%C] - 80 \times [\%Mn] - 20 \times [\%Cu] - 15 \times [\%Cr] - 55 \times [\%Ni] - 80 \times [\%Mo] + 0.35 \times (t - 8)$$

上記式において、 $[\% \text{元素記号}]$  は各元素の含有量（質量％）を意味し、含まない元素は0とする。また、 $t$  は鋼板厚さ（mm）を意味する。

[0094] 巻取温度：600℃未満（好適条件）

巻取温度は600℃未満とするのが好ましい。巻取温度が600℃以上になると、Mn偏析帯に沿ってパーライトが巻取り後の冷却過程で生成し、その後の焼鈍過程でそのパーライト領域においてMn濃化が顕著なバンド状の組織が生成する可能性がある。Mn偏析を低減する観点からは巻取温度は600℃未満とし、巻取後の冷却過程でパーライトを抑制してベイナイトとマルテンサイト主体の組織とすることが好ましい。冷却過程でパーライトを一層低減し、Mn偏析度を低減する観点からは、巻取温度は570℃以下とすることがより好ましい。一方、巻取温度が400℃未満になると、鋼板の形状不良が発生したり、鋼板が過度に硬質化して冷間圧延時の破断を引き起こす可能性がある。したがって、巻取温度は、好ましくは400℃以上であり、より好ましくは420℃以上である。

[0095] 冷延工程とは、熱延工程で得られた熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延する工程である。

[0096] 冷間圧延率：40％以上（好適条件）

冷間圧延率が40％に満たないと、鋼板中に歪が均一に導入されないため、鋼板中で再結晶の進み具合にバラツキが生じ、粗大な粒と微細な粒が存在する不均一な組織となる可能性がある。そのため、十分な伸びが得られない可能性がある。そこで、冷間圧延率は40％以上とすることが好ましい。上限は特に限定されないが、圧延率が80％を超えると、生産性の阻害要因となる可能性があるため80％以下が好ましい。冷間圧延率は、より好ましく

は45～70%である。

[0097] 焼鈍工程とは、冷延工程で得られた冷延鋼板を焼鈍する工程である。焼鈍工程は、冷延工程で得られた冷延鋼板を780～900℃の温度域に加熱後、該温度域で20sec以上均熱保持し、該均熱温度から580℃以上の急冷開始温度までを平均一次冷却速度1～100℃/sで一次冷却した後、急冷開始温度から300℃までの平均二次冷却速度80℃/sec以上2000℃/sec未満で、300℃以下まで二次冷却し、450～130℃の温度域の滞留時間：10～1000secの条件で保持し、130～50℃の温度域を平均三次冷却速度5℃/sec以上で三次冷却する工程とすることが好ましい。

[0098] 焼鈍温度（均熱温度）：780～900℃

焼鈍温度が780℃に満たないと、加熱焼鈍中のフェライト分率が高まることに起因して、焼鈍後に最終的に得られるフェライト相の体積分率が過剰となり、所望のマルテンサイト分率が得られない可能性があるため、引張強さ980MPa以上の確保が困難となる可能性がある。一方、900℃を超えた場合、オーステナイト単相の温度域まで加熱すると、オーステナイト粒径が過度に粗大化し、その後の冷却過程で生成するフェライト相の量が減少し、伸びが低下する可能性がある。従って、焼鈍温度は780～900℃とすることが好ましい。焼鈍温度は、より好ましくは、790～860℃である。

[0099] 均熱時間：20sec以上

該均熱時間が20sec未満ではオーステナイトが十分生成せず、十分な強度を得られない可能性がある。該均熱時間は20sec以上であり、好ましくは30sec以上である。なお、該均熱時間の上限は特に規定されないが、生産性を損なわないようにするため、該均熱時間は1200sec以下とすることが好ましい。なお、上記滞留時間を確保するために、加熱後直ちに冷却を開始せずに一定時間保持してもよい。

[0100] 平均一次冷却速度：1～100℃/sec

平均一次冷却速度とは均熱温度から580℃以上の急冷開始温度までの平均冷却速度である。上記均熱保持後、該均熱温度から急冷開始温度までの平均冷却速度を1~100℃/secで制御することで、フェライト分率を調整できるため、所望の伸びを確保することができる。平均一次冷却速度が100℃/sec超になると所望のフェライト分率を確保できないため伸びが劣化する可能性がある。平均一次冷却速度は、生産性の観点からは1℃/sec以上とすることが好ましい。なお、少なくとも急冷開始温度までは冷却する必要があるため、冷却停止温度は580℃以上であることが好ましい。冷却停止温度は、好ましくは780℃以下である。

[0101] 平均二次冷却速度：80℃/sec以上2000℃/sec未満

平均二次冷却速度とは、80℃/sec以上の冷却速度となる急冷開始温度から300℃までの平均冷却速度である。上記一次冷却後、急冷開始温度から300℃までの平均冷却速度を80℃/sec以上2000℃/sec未満で制御することで、ベイナイトの過剰な生成を抑制し、かつマルテンサイトの過剰な焼き戻しを抑制する。これにより、所定の強度を確保し、優れた耐遅れ破壊特性を確保できる。生産性の観点から二次冷却速度は2000℃/sec未満とすることが好ましい。平均二次冷却速度は、ベイナイトの過剰な生成を抑制し、かつマルテンサイトの過剰な焼き戻しを抑制するため80℃/sec以上とすることが好ましい。なお、ベイナイトの過剰な生成を抑制し、かつマルテンサイトの過剰な焼き戻しを抑制するため少なくとも300℃までは冷却することが好ましい。そこで、冷却停止温度は300℃以下であることが好ましい。冷却停止温度の下限は特に限定されないが、通常0℃以上である。

[0102] 450~130℃の滞留（保持）時間：10~1000sec

二次冷却後、必要に応じて再加熱を行い、450~130℃で10~1000sec保持する。なお、加熱はPの介在物界面への偏析を抑えて優れた耐遅れ破壊特性を保持するために1~50℃/sで速やかに行うのが好ましい。450~130℃で保持し、一次冷却で得られたマルテンサイトに焼戻



し処理を施すことで、耐遅れ破壊特性が向上する。保持温度が130℃未満ではこのような効果が十分に得られない可能性がある。一方、該保持温度が450℃を超えると、980MPa以上の引張強さを得ることが困難となる可能性があり、さらには、鉄系炭化物等の析出物の粗大化により耐遅れ破壊特性が劣化する可能性がある。保持温度は、好ましくは150～320℃、より好ましくは180～300℃である。

[0103] また、該保持温度域での保持時間が10sec未満では、上記したような、マルテンサイトの焼戻し効果が十分に得られない可能性がある。一方、保持時間が1000secを超えると、強度低下が顕著となり、980MPa以上の引張強さを得られない可能性がある。したがって、保持時間は、好ましくは10～1000secであり、より好ましくは200～800secである。

[0104] 平均三次冷却速度：5℃/sec以上

上記保持（滞留）の後、130～50℃の温度域を冷却する三次冷却の平均冷却速度が5℃/sec未満となると、焼き戻しが過度に進行し、生産性も低下するため、上記温度域の平均冷却速度（平均三次冷却速度）は5℃/sec以上とすることが好ましい。一方、強度確保の観点からは、平均三次冷却速度の上限は特に限定されないが、2000℃/sec超えを実現するのは難しいので、2000℃/sec以下とすることが好ましい。

[0105] 三次冷却の冷却停止温度は特に限定されない。

[0106] なお、上記三次冷却後、さらに調質圧延を施すことが好ましい。調質圧延は、降伏伸びをなくすため、伸長率で0.1～0.7%の範囲で行うことが好ましい。

[0107] 亜鉛めっき工程とは、焼鈍工程後の鋼板に亜鉛めっきを施す工程である。亜鉛めっき工程は、鋼板の表面に亜鉛めっき層を形成する場合に行われる。

[0108] 亜鉛めっきとしては、電気めっきや熔融亜鉛めっきを例示できる。また、熔融亜鉛めっき後に合金化処理を施してもよい。

[0109] また、亜鉛めっき層を有する高強度鋼板、亜鉛めっき層を有さない高強度

鋼板のいずれであっても、必要に応じて、固形潤滑材などを塗布してもよい。

## 実施例

[0110] 表1に示す成分組成の鋼を用い、表2に示す条件にて鋼塊を溶解、鑄造した。得られた鋼塊を表2に示す条件で熱間圧延を実施し板厚2.8mmの熱延鋼板を得た。なお、熱延の巻取温度は550℃で行った。次いで、冷間圧延率50%の冷間圧延を行い、板厚1.4mmとし、表2に示す焼鈍条件の処理を施した。焼鈍後、伸長率0.2%の調質圧延を行った。なお、表2の鑄造温度は、タンディッシュ内の溶鋼温度を実測することで求めた。また、凝固温度は、鋼の成分組成を実測して、下記式により求めた。

[0111] 凝固温度 (°C) = 1539 - (70 × [%C] + 8 × [%Si] + 5 × [%Mn] + 30 × [%P] + 25 × [%S] + 5 × [%Cu] + 4 × [%Ni] + 1.5 × [%Cr])

上記式において、[%元素記号]は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

[0112] なお、表1の「-」は、任意元素を含有しない場合(0質量%)だけでなく、不可避的不純物として、任意元素を下限値未満で含有する場合も含むものとする。

[0113]



[0114] [表2]

鋼板 No.	鋼 No.	製鋼条件			熱延条件			焼鈍条件							備考					
		遷流時間 (s)	※1 (°C)	溶鋼流速 (m/分)	※2 (°C)	加熱温度 (°C)	加熱時間 (分)	※3 (%)	※4 (%)	均熱温度 (°C)	均熱時間 (s)	※5 (°C/s)	急冷開始温度 (°C)	※6 (°C/s)		二次冷却停止温度 (°C)	加熱速度 (°C)	冷却後保持温度 (°C)	冷却後滞留時間 (s)	※7 (°C/s)
A	1	600	32	1.0	800	1280	120	15	25	840	180	7	715	1500	25	20	190	600	1000	本発明例
B	1	900	19	0.7	800	1230	90	15	25	830	180	7	710	1500	25	20	190	600	1000	本発明例
C	1	900	31	1.0	750	1220	100	15	25	830	180	7	710	1500	25	20	150	600	1000	本発明例
D	1	900	18	1.0	750	1270	90	15	25	830	180	7	715	1500	25	20	150	600	1000	本発明例
E	1	900	25	1.0	750	1270	90	12	21	830	180	7	715	1500	25	20	130	600	1000	本発明例
F	1	200	9	1.0	950	1250	90	15	25	830	180	7	715	1500	25	20	150	600	1000	比較例
G	1	900	38	0.3	950	1250	90	15	25	830	180	7	715	1500	25	20	150	600	1000	比較例
H	1	900	17	1.0	780	1150	90	15	25	830	180	7	715	1500	25	20	150	600	1000	比較例
I	1	900	36	1.0	780	1250	20	15	25	830	180	7	715	1500	25	20	150	600	1000	比較例
J	1	900	16	1.0	780	1230	90	7	8	830	180	7	715	1500	25	20	150	600	1000	比較例
K	2	900	32	1.0	1000	1270	90	15	25	810	180	15	730	800	15	5	180	240	15	本発明例
L	3	900	14	1.0	1000	1270	90	15	25	860	240	7	780	1200	35	5	180	300	15	本発明例
M	4	900	17	1.0	900	1270	90	15	25	820	180	15	720	80	260	1	280	240	15	本発明例
N	5	900	19	1.0	900	1270	90	15	25	790	120	8	720	1200	100	10	150	400	15	本発明例
O	6	900	22	1.0	850	1270	90	15	25	810	120	9	680	1000	15	50	180	400	50	本発明例
P	7	900	15	1.0	600	1270	90	15	25	800	120	9	720	1000	20	30	180	400	50	本発明例
Q	8	900	24	1.0	600	1270	90	15	25	780	120	9	720	1000	20	20	150	600	500	本発明例
R	9	900	18	1.0	750	1270	90	15	25	790	120	7	720	1000	20	20	150	600	500	比較例
S	10	900	28	1.0	750	1270	90	15	25	810	120	9	720	1000	20	20	150	600	500	比較例
T	11	900	25	1.0	750	1270	90	15	25	800	120	9	710	1000	20	20	150	600	500	比較例
U	12	250	21	1.0	800	1150	90	14	24	830	120	10	710	1000	20	20	150	600	500	比較例
V	13	1200	18	1.0	850	1230	80	20	25	830	180	12	580	1500	25	5	300	500	20	本発明例
W	13	1200	28	1.0	900	1220	120	20	25	830	180	6	680	1200	15	20	440	200	30	本発明例
X	13	900	24	1.0	500	1280	40	15	25	830	180	12	580	1500	25	20	150	600	1000	比較例
Y	13	900	11	1.0	1100	1280	40	15	25	830	180	6	680	1200	25	20	150	600	1000	比較例
Z	14	700	33	1.2	600	1250	85	15	25	830	240	7	700	1800	30	20	200	700	1000	本発明例
AA	15	700	13	1.2	700	1230	90	15	25	830	240	7	700	1800	30	20	200	700	1000	本発明例
AB	16	700	25	1.2	750	1280	90	15	25	830	240	7	700	1800	30	20	200	700	1000	本発明例

※1: 製造温度と凝固温度の差、※2: 曲げ部および矯正部の通過温度、※3: 粗延の1パス目の圧下量、※4: 仕上げ圧延の1パス目の圧下量、※5: 平均一次冷却速度、※6: 平均二次冷却速度、※7: 平均三次冷却速度

[0115] 以上のようにして得られた冷延鋼板について、以下に示すように、鋼組織（組織分率（体積分率））、Mn 偏析度、P 最大濃度、MnS 粒子群および

酸化物系介在物を調査するとともに、引張特性および耐遅れ破壊特性を評価した。

[0116] 鋼組織（組織分率）

圧延方向に平行な板厚断面で、板厚の1/4位置の面を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察することにより調査した。観察はN=5（観察視野5箇所）で実施し、倍率：2000倍の断面組織写真を用い、画像解析により、任意に設定した50 $\mu$ m×50 $\mu$ m四方の正方形領域内に存在する各相の占有面積を求め、これを平均することにより、各相の体積分率とした。フェライト相、パーライト、マルテンサイトおよびベイナイトは組織形態から判別して体積分率を算出した。なお本発明で規定するマルテンサイトとベイナイトは、いずれもラス状組織を有し、粒内に針状の鉄系炭化物が生成した形態を呈するが、SEM組織で粒内の針状炭化物の配向状態から判別することができる。すなわち、ベイナイト中の針状炭化物はベイナイト母相と一定の方位関係を持って生成するため、炭化物の伸長方向が一方向に配向する。一方、マルテンサイト中の針状炭化物は、マルテンサイト母相と複数の方位関係を持つ。

[0117] また、残留オーステナイト相の量を、MoのK $\alpha$ 線を用いてX線回折法により求めた。すなわち、鋼板の圧延方向に平行な面を含む板面の板厚1/4付近の面を測定面とする試験片を使用し、オーステナイト相の（211）面および（220）面とフェライト相の（200）面および（220）面のピーク強度から残留オーステナイト相の体積分率を算出し、体積分率の値とした。

[0118] Mn偏析度およびP最大濃度の評価

EPMA（Electron Probe Micro Analyzer）によって、表面から板厚方向に100 $\mu$ m以内の領域におけるMnおよびPの濃度分布を測定した。なお、最表面からの深さが10 $\mu$ m未満までの領域の測定値は表面を測定することによる測定誤差が生じるため、測定からは除外した。この際、測定結果はEPMAの測定条件によって変化するため

、加速電圧15 kV、照射電流2.5  $\mu$ A、照射時間0.05 s/点、プローブ径を1  $\mu$ m、測定ピッチ1  $\mu$ mの一定条件で、測定面積を45000  $\mu$ m<sup>2</sup>（深さ方向90  $\mu$ m×圧延方向500  $\mu$ m）として測定した。得られたデータについて、3  $\mu$ m×3  $\mu$ mの範囲でデータを平均化した値をその領域の測定データとした。本発明では、一つの評価領域を3  $\mu$ m×3  $\mu$ mとした。なお、MnS粒子などの介在物が存在すると最大Mn偏析度が見かけ上大きくなるので、介在物が当たった場合はその値は除いて評価した。

[0119] 鋼板中のMnS粒子群の評価

鋼板の圧延方向に平行な板厚断面において、鋼板表面から板厚方向に深さ100  $\mu$ m以内の範囲をSEMで観察した。観察された介在物について、全てSEM-EDX分析を行い、MnSを同定し、長径150  $\mu$ m以上のMnS粒子群と判断されたものの個数を調査した。評価面積は3 mm<sup>2</sup>（深さ方向100  $\mu$ m×圧延方向30000  $\mu$ m）とした。

[0120] 鋼板中の酸化物系介在物の評価

鋼板表面から板厚方向に深さ50  $\mu$ m、100  $\mu$ mの板面と平行な面を10 mm×10 mmの範囲で観察し、粒子直径5  $\mu$ m以上の介在物粒子の個数を調査した（深さ50  $\mu$ mの位置と100  $\mu$ mの位置とで結果が同じ（均一）であったため、一方の結果のみ表に示した）。なお、板面と平行な面は、圧延方向を含む断面である。また、本発明における酸化物系介在物の粒子直径は、円相当径を意味する。また、粒子直径5  $\mu$ m以上の介在物粒子に対しては、すべてSEM-EDX分析を行い、組成を定量分析し、アルミナ含有率：50質量%以上であるとともに、シリカ含有率：20質量%以下であり、カルシア含有率：40質量%以下である組成を有する介在物粒子数（組成該当個数）を求めた。また、上記観察により得た、粒子直径5  $\mu$ m以上の介在物粒子の全個数に対する組成該当個数の比率を下記式のように求め、組成該当比率とした。

組成該当個数の比率（%）＝ {（組成該当個数）／（粒子直径5  $\mu$ m以上の介在物粒子の全個数）} × 100

ここで、酸化物系介在物でアスペクト比（圧延方向長さ／板厚方向長さ）が2以上に展伸したものの分析に際しては、圧延方向長さが $10\mu\text{m}$ 以上の場合は圧延方向長さを2分割以上（分割後の分割領域の圧延方向長さが $5\sim 10\mu\text{m}$ になるようにする）に分割し、各分割領域の介在物の長手方向の中央部を分析して、各分割領域の分析値を平均化することによって求めた。

[0121] 引張特性

JIS 5号試験片（JIS Z2201）を鋼板表面において圧延方向に直角な方向を長手として採取し、JIS Z2241に準拠して引張試験を行い、降伏強度（YS）、引張強さ（TS）、及び突き合わせ伸び（EI）を求めた。

[0122] 耐遅れ破壊特性

前述した方法で $2000\text{MPa}$ の応力を負荷したU曲げボルト締め試験片を9つ作製した。曲げ成形は、曲げ半径Rと板厚tの比である $R/t$ で、 $1320\text{MPa} > TS \geq 980\text{MPa}$ の高強度鋼板は $R/t = 3.0$ 、 $1470\text{MPa} > TS \geq 1320\text{MPa}$ の高強度鋼板は $R/t = 4.0$ 、 $TS \geq 1470\text{MPa}$ の高強度鋼板は $R/t = 5.0$ で行った。作製した試験片を5wt%、比液量 $60\text{ml}/\text{cm}^2$ の塩酸に最長96hr浸漬し、9つすべての試験片で長さ1mm以上の割れが発生しなかった鋼板を耐遅れ破壊特性に優れると判断した。また1つ以上割れたものについては、割れが発生した最小時間を測定した。

[0123] 表3に評価結果を示す。本結果より明らかなように、本発明例の鋼板は引張強さ $TS \geq 980\text{MPa}$ を有し、耐遅れ破壊特性に優れる。一方、比較例の鋼板は耐遅れ破壊特性が劣っていた。

[0124]

[表3]

鋼板 No.	偏析			介在物観察結果						組織					特性				備考
	Mn偏析度	P最大濃度	MnS粒子群	酸化物系介在物数	組成該当個数	組成該当比率	※1	※2	※3	※4	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	伸び (%)	破壊時間					
A	1.2	0.04	0.7	5.0	4.0	80	38	62	0	0	860	1209	14	96hr超	本発明例				
B	1.4	0.06	1.3	3.5	3.0	86	38	62	0	0	830	1202	14	96hr超	本発明例				
C	1.3	0.06	1.3	5.0	4.5	90	36	64	0	0	783	1211	12	96hr超	本発明例				
D	1.3	0.06	1.3	4.0	4.0	100	36	64	0	0	786	1222	12	96hr超	本発明例				
E	1.3	0.05	1.0	5.0	4.5	90	39	61	0	0	808	1220	12	96hr超	本発明例				
F	1.2	0.06	1.3	21.0	13.0	62	38	62	0	0	809	1223	13	72hr	比較例				
G	1.8	0.11	2.3	2.0	2.0	100	39	61	0	0	798	1219	12	24hr	比較例				
H	1.6	0.10	2.7	5.5	4.5	82	38	62	0	0	801	1220	12	6hr	比較例				
I	1.7	0.09	2.7	6.0	5.0	83	37	63	0	0	805	1218	13	12hr	比較例				
J	1.6	0.09	2.3	4.5	4.0	89	39	61	0	0	800	1224	14	48hr	比較例				
K	1.3	0.06	1.3	5.5	4.5	82	13	87	0	0	1092	1343	10	96hr超	本発明例				
L	1.2	0.06	0.0	6.0	5.0	83	5	95	0	0	1219	1492	10	96hr超	本発明例				
M	1.2	0.06	0.3	8.0	7.0	88	31	38.5	29	1.5	787	1196	13	96hr超	本発明例				
N	1.3	0.06	2.0	6.5	6.0	92	35	65	0	0	798	1215	13	96hr超	本発明例				
O	1.2	0.07	2.0	8.0	7.0	88	32	68	0	0	807	1194	13	96hr超	本発明例				
P	1.3	0.06	2.0	3.5	3.5	100	34	66	0	0	799	1196	13	96hr超	本発明例				
Q	1.3	0.05	0.3	3.0	3.0	100	33	67	0	0	795	1182	12	96hr超	本発明例				
R	1.8	0.06	2.7	4.5	4.0	89	32	68	0	0	794	1196	13	24hr	比較例				
S	1.3	0.10	2.0	4.0	4.0	100	35	65	0	0	786	1202	12	72hr	比較例				
T	1.3	0.07	3.3	4.0	3.5	88	32	68	0	0	817	1220	11	12hr	比較例				
U	1.6	0.10	3.7	14.0	6.0	43	35	65	0	0	800	1221	13	4hr	比較例				
V	1.2	0.07	1.7	3.0	3.0	100	55	45	0	0	730	1020	16	96hr超	本発明例				
W	1.3	0.07	2.0	3.0	3.0	100	38	62	0	0	810	1000	14	96hr超	本発明例				
X	1.6	0.10	2.4	8.0	6.5	81	58	42	0	0	746	1240	13	12hr	比較例				
Y	1.7	0.11	2.7	7.0	6.0	86	42	58	0	0	771	1276	12	10hr	比較例				
Z	1.2	0.05	1.3	5.0	4.0	80	68	32	0	0	764	1219	15	96hr超	本発明例				
AA	1.3	0.04	1.3	4.0	3.5	88	40	60	0	0	899	1200	12	96hr超	本発明例				
AB	1.3	0.04	1.3	5.0	4.0	80	45	55	0	0	867	1254	12	96hr超	本発明例				

※1:フェライトの体積分率、※2:マルテンサイトの体積分率、※3:ベイナイトの体積分率、※4:オーステナイトの体積分率



## 符号の説明

- [0125] 1 試験片  
2 穿孔  
3 ワッシャ  
4 ステンレスボルト  
10 鋼板  
11 MnS粒子  
12 MnS粒子  
D1 圧延方向  
L1 MnS粒子群の長径

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10 ~ 0.35 %、

Si : 0.01 ~ 2.0 %、

Mn : 1.5 ~ 2.2 %未満、

P : 0.015 %以下 (0 %を含まない)、

S : 0.0015 %以下 (0 %を含まない)、

Sol. Al : 0.01 ~ 1.0 %、

N : 0.0055 %以下 (0 %を含まない)、

O : 0.0025 %以下 (0 %を含まない) 及び

Ca : 0.0005 %以下 (0 %を含む) を含有し、残部が鉄および  
不可避的不純物からなる成分組成を有し、

表面から板厚方向に  $100\ \mu\text{m}$  以内の領域における Mn 偏析度が 1.5 以下であり、

表面から板厚方向に  $100\ \mu\text{m}$  以内の領域における P 最大濃度が 0.08 質量% 以下であり、

表面から板厚方向に  $100\ \mu\text{m}$  以内の領域における、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面で、圧延方向に伸展および/または点列状に分布した 1 個以上の長軸 :  $0.3\ \mu\text{m}$  以上の MnS 粒子により構成される MnS 粒子群を含み、該 MnS 粒子群が 2 個以上の MnS 粒子で構成される場合には該 MnS 粒子間の距離が  $40\ \mu\text{m}$  以下であり、かつ長径  $150\ \mu\text{m}$  以上の MnS 粒子群が  $1\ \text{mm}^2$  当たり 2.0 個以下であり、

表面から板厚方向に  $100\ \mu\text{m}$  以内の領域における、板面と平行な面で、粒子直径  $5\ \mu\text{m}$  以上の酸化物系介在物が  $1\ \text{mm}^2$  当たり 8 個以下であり、

前記粒子直径  $5\ \mu\text{m}$  以上の酸化物系介在物の全個数のうち、アルミナ含有率 : 50 質量% 以上であり、シリカ含有率 : 20 質量% 以下で

あり、かつカルシア含有率：40質量%以下である組成を有する酸化物系介在物の個数比率が80%以上であり、

鋼組織が、体積分率で、マルテンサイト：30～95%、フェライト相：5～70%、ベイナイト：30%未満（0%含む）、及びオーステナイト相：2.0%未満（0%含む）を有し、  
引張強さが980MPa以上である高強度鋼板。

[請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Ti：0.003～0.05%、

Nb：0.003～0.05%、

V：0.001～0.1%及び

Zr：0.001～0.1%のうち1種または2種以上を含有する請求項1に記載の高強度鋼板。

[請求項3]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cr：0.01～1.0%、

Mo：0.01～0.20%及び

B：0.0001～0.0030%のうち1種または2種以上を含有する請求項1又は2に記載の高強度鋼板。

[請求項4]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cu：0.01～0.5%、

Ni：0.01～0.5%及び

Sn：0.001～0.1%のうち1種または2種以上を含有する請求項1～3のいずれかに記載の高強度鋼板。

[請求項5]

前記成分組成は、さらに、質量%で、Sb：0.001～0.1%を含有する請求項1～4のいずれかに記載の高強度鋼板。

[請求項6]

前記成分組成は、さらに、質量%で、REM及びMgのうち1種または2種を合計で0.0002%以上0.01%以下を含有する請求項1～5のいずれかに記載の高強度鋼板。

[請求項7]

表面に亜鉛めっき層を有する請求項1～6のいずれかに記載の高強

度鋼板。

[請求項8]

請求項1～6のいずれかに記載の高強度鋼板の製造方法であって、  
RH真空脱ガス装置での還流時間を500sec以上とし、精錬終了後、連続鋳造するにあたり、鋳造温度と凝固温度の差を10℃以上35℃以下、鋳型メニスカス近傍の凝固界面の溶鋼流速を0.5～1.5m/分とし、曲げ部および矯正部を550℃以上1050℃以下で通過させる鋳造工程と、

前記鋳造工程で得られた鋼素材を、直接又は一旦冷却した後1220～1300℃に加熱後80分以上保持し、粗圧延の1パス目の圧下量を10%以上とし、仕上げ圧延の1パス目の圧下量を20%以上で熱間圧延する熱延工程と、

前記熱延工程で得られた熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延する冷延工程と、

前記冷延工程で得られた冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程と、を有する高強度鋼板の製造方法。

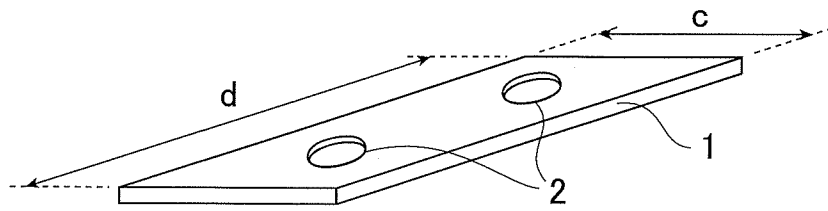
[請求項9]

前記焼鈍工程は、前記冷延工程で得られた冷延鋼板を780～900℃の温度域に加熱後、該温度域で20sec以上均熱保持し、該均熱温度から580℃以上の急冷開始温度までを平均一次冷却速度1～100℃/sで一次冷却した後、急冷開始温度から300℃までの平均二次冷却速度80℃/sec以上2000℃/sec未満で、300℃以下まで二次冷却し、450～130℃の温度域の滞留時間：10～1000secの条件で保持し、130～50℃の温度域を平均三次冷却速度5℃/sec以上で三次冷却する工程である請求項8に記載の高強度鋼板の製造方法。

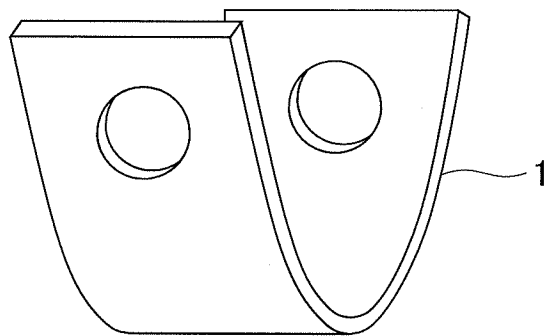
[請求項10]

前記焼鈍工程後の鋼板に亜鉛めっきを施す亜鉛めっき工程を有する請求項8又は9に記載の高強度鋼板の製造方法。

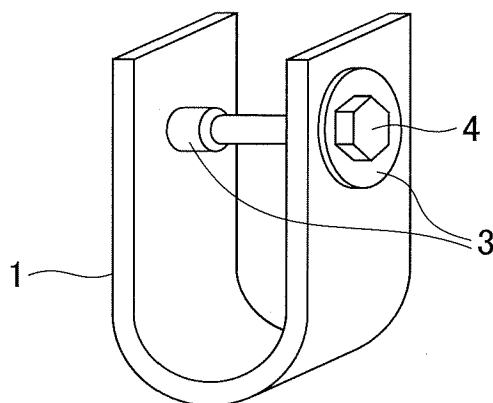
[図1]



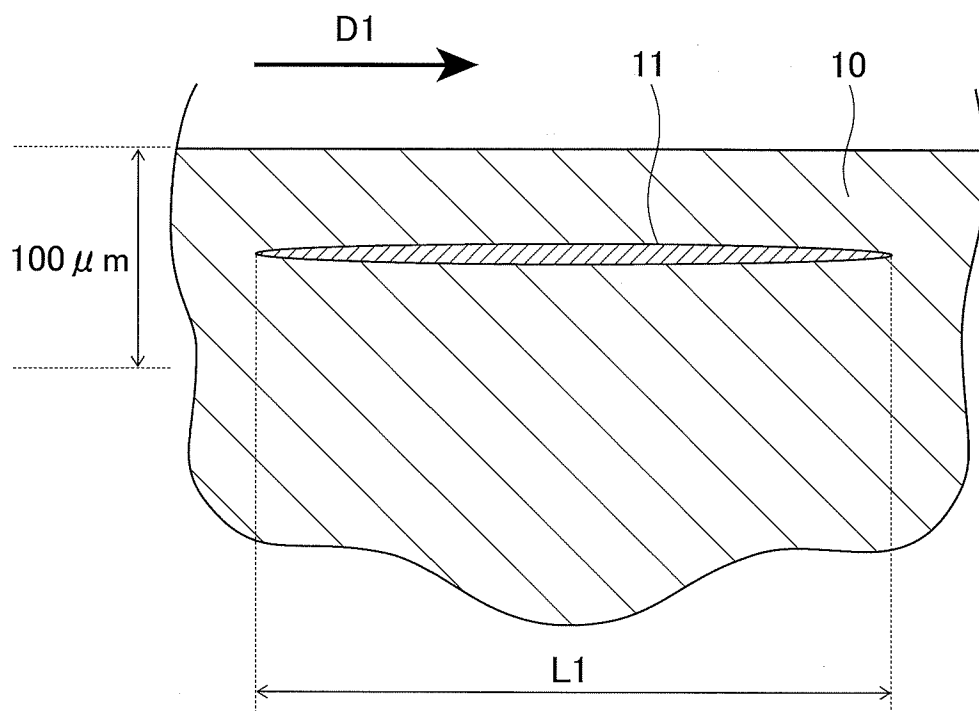
[図2]



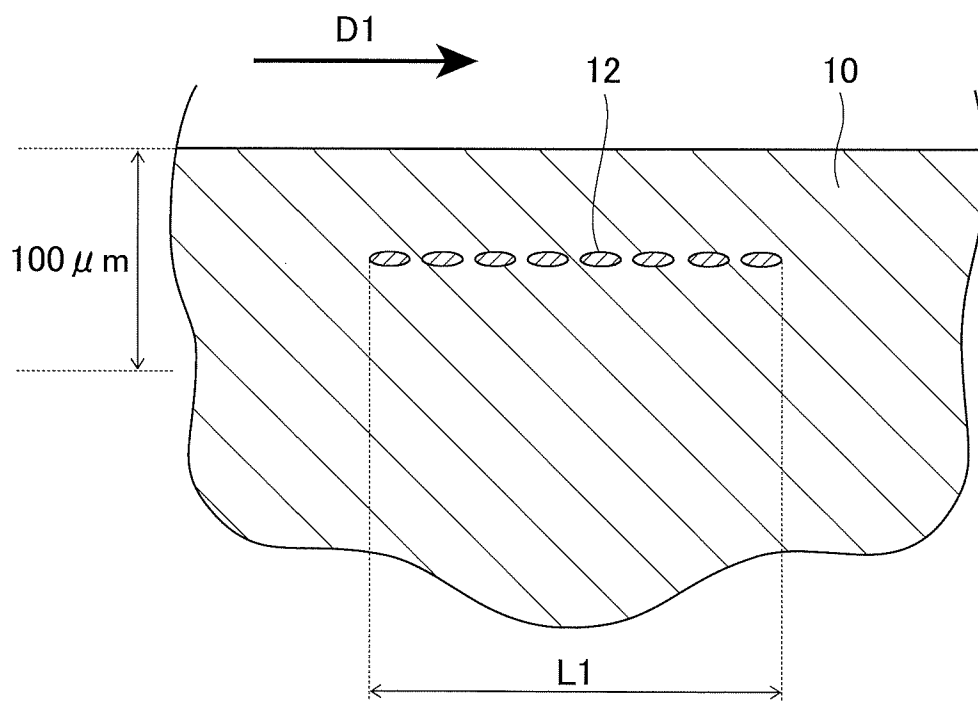
[図3]



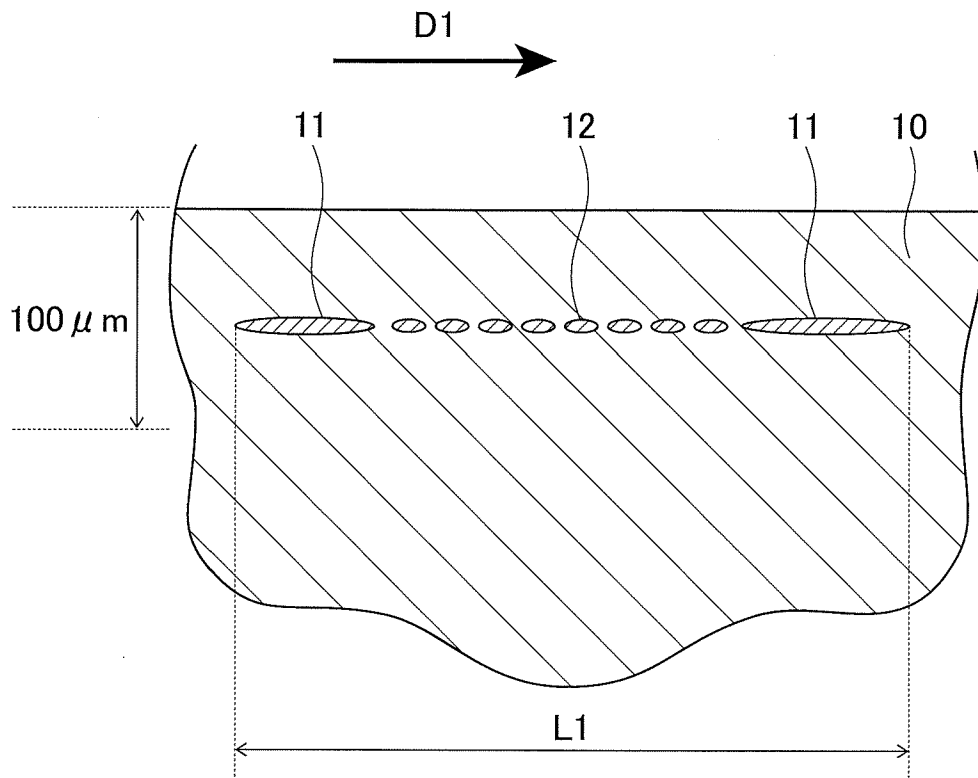
[図4]



[図5]



[図6]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2019/032798

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
 Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, B22D11/00 (2006.01) i, B22D11/11 (2006.01) i,  
 B22D11/12 (2006.01) i, C21C7/10 (2006.01) i, C21D9/46 (2006.01) i,  
 C22C38/06 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i, C23C2/06 (2006.01) i,  
 B22D11/115 (2006.01) n  
 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)  
 Int.Cl. C22C38/00-38/60, B22D11/00-11/22, C21C7/00-7/10, C21D9/46-9/48, C23C2/06

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y A	WO 2017/115748 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 July 2017, claims, paragraph [0001] & US 2019/0017156 A1, claims, paragraph [0002] & EP 3399062 A1 & KR 10-2018-0087347 A & CN 108474069 A	1-7 8-10
Y A	JP 2001-81533 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 27 March 2001, paragraph [0012] (Family: none)	1-7 8-10

Further documents are listed in the continuation of Box C.  See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"I" 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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 25 October 2019 (25.10.2019)	Date of mailing of the international search report 05 November 2019 (05.11.2019)
---	---

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer  Telephone No.
--	---



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/032798

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y A	WO 2016/152163 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 29 September 2016, claims, paragraphs [0001], [0032], [0036], [0057] & US 2018/0100212 A1, claims, paragraphs [0001], [0045], [0053], [0094]-[0095] & EP 3276022 A1 & KR 10-2017-0118926 A & CN 107429349 A	1-7 8-10
A	JP 2014-8513 A (JFE STEEL CORPORATION) 20 January 2014 (Family: none)	1-10
A	WO 2017/026125 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 16 February 2017 & US 2018/0363088 A1 & EP 3336212 A1 & KR 10-2018-0021161 A & CN 108138277 A	1-10
A	JP 2009-221522 A (KOBE STEEL, LTD.) 01 October 2009 & CN 101532112 A & KR 10-2009-0098745 A	1-10
A	JP 2010-13700 A (JFE STEEL CORPORATION) 21 January 2010 (Family: none)	1-10

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, B22D11/11(2006.01)i, B22D11/12(2006.01)i, C21C7/10(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, B22D11/115(2006.01)n</p>															
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>Int.Cl. C22C38/00-38/60, B22D11/00-11/22, C21C7/00-7/10, C21D9/46-9/48, C23C2/06</p>															
<p>最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2019年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2019年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2019年</td> </tr> </table>				日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2019年	日本国実用新案登録公報	1996-2019年	日本国登録実用新案公報	1994-2019年				
日本国実用新案公報	1922-1996年														
日本国公開実用新案公報	1971-2019年														
日本国実用新案登録公報	1996-2019年														
日本国登録実用新案公報	1994-2019年														
<p>国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）</p>															
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示</th> <th colspan="2">関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Y A</td> <td>WO 2017/115748 A1（JFE スチール株式会社）2017.07.06, 請求の範囲, [0001] &amp; US 2019/0017156 A1, 請求の範囲, [0002] &amp; EP 3399062 A1 &amp; KR 10-2018-0087347 A &amp; CN 108474069 A</td> <td>1-7 8-10</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Y A</td> <td>JP 2001-81533 A（住友金属工業株式会社）2001.03.27, [0012] （ファミリーなし）</td> <td>1-7 8-10</td> <td></td> </tr> </tbody> </table>				引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号		Y A	WO 2017/115748 A1（JFE スチール株式会社）2017.07.06, 請求の範囲, [0001] & US 2019/0017156 A1, 請求の範囲, [0002] & EP 3399062 A1 & KR 10-2018-0087347 A & CN 108474069 A	1-7 8-10		Y A	JP 2001-81533 A（住友金属工業株式会社）2001.03.27, [0012] （ファミリーなし）	1-7 8-10	
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号													
Y A	WO 2017/115748 A1（JFE スチール株式会社）2017.07.06, 請求の範囲, [0001] & US 2019/0017156 A1, 請求の範囲, [0002] & EP 3399062 A1 & KR 10-2018-0087347 A & CN 108474069 A	1-7 8-10													
Y A	JP 2001-81533 A（住友金属工業株式会社）2001.03.27, [0012] （ファミリーなし）	1-7 8-10													
<p><input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。</p>		<p><input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>													
<p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの</p> <p>「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの</p> <p>「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）</p> <p>「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願</p>		<p>の日の後に公表された文献</p> <p>「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの</p> <p>「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの</p> <p>「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの</p> <p>「&amp;」同一パテントファミリー文献</p>													
<p>国際調査を完了した日</p> <p>25.10.2019</p>		<p>国際調査報告の発送日</p> <p>05.11.2019</p>													
<p>国際調査機関の名称及びあて先</p> <p>日本国特許庁（ISA/J P）</p> <p>郵便番号100-8915</p> <p>東京都千代田区霞が関三丁目4番3号</p>		<table border="1"> <tr> <td>特許庁審査官（権限のある職員）</td> <td>4K</td> <td>3640</td> </tr> <tr> <td>伊藤 真明</td> <td></td> <td></td> </tr> <tr> <td>電話番号 03-3581-1101 内線</td> <td colspan="2">3435</td> </tr> </table>		特許庁審査官（権限のある職員）	4K	3640	伊藤 真明			電話番号 03-3581-1101 内線	3435				
特許庁審査官（権限のある職員）	4K	3640													
伊藤 真明															
電話番号 03-3581-1101 内線	3435														

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y A	WO 2016/152163 A1 (JFE スチール株式会社) 2016.09.29, 請求の範囲, [0001], [0032], [0036], [0057] & US 2018/0100212 A1, 請求の範囲, [0001], [0045], [0053], [0094]-[0095] & EP 3276022 A1 & KR 10-2017-0118926 A & CN 107429349 A	1-7 8-10
A	JP 2014-8513 A (JFE スチール株式会社) 2014.01.20, (ファミリーなし)	1-10
A	WO 2017/026125 A1 (JFE スチール株式会社) 2017.02.16, & US 2018/0363088 A1 & EP 3336212 A1 & KR 10-2018-0021161 A & CN 108138277 A	1-10
A	JP 2009-221522 A (株式会社神戸製鋼所) 2009.10.01, & CN 101532112 A & KR 10-2009-0098745 A	1-10
A	JP 2010-13700 A (JFE スチール株式会社) 2010.01.21, (ファミリーなし)	1-10