

(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  
2024年8月8日(08.08.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/162175 A1

(51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/002240

(22) 国際出願日: 2024年1月25日(25.01.2024)

(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 2023-011603 2023年1月30日(30.01.2023) 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: 浅川 大洋(ASAKAWA Taiyo); 〒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). 戸畑 潤也(TOBATA Junya); 〒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). 木村 英之(KIMURA Hideyuki); 〒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一丁目6

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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, 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).

(54) Title: STEEL SHEET, MEMBER, AND PRODUCTION METHODS FOR THESE

(54) 発明の名称: 鋼板、部材およびそれらの製造方法

(57) Abstract: Provided are a steel sheet and a member that have high strength and excellent resistance to delayed fractures, and production methods for these. The steel sheet contains, in mass%, 0.15% to 0.45% of C, 2.0% or less of Si, 4.0% or less of Mn, 0.10% or less of P, 0.01% or less of S, 0.50% or less of sol. Al, 0.010% or less of N, and 0.0008% to 0.0100% of B, with the remainder consisting of Fe and unavoidable impurities. The steel sheet has a steel structure in which the area ratio of martensite to the whole structure is at least 85% but less than 95%, the area ratio of ferrite to the whole structure is 5% to 15%, and the average crystal grain size of ferrite is 10 μm or less. The number density A of precipitates having an equivalent circle diameter of 500 nm or more satisfies the formula:  $A \text{ (precipitates/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B]$ .

(57) 要約: 高強度であり、優れた耐遅れ破壊特性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法の提供。質量%で、C: 0.15%以上0.45%以下、Si: 2.0%以下、Mn: 4.0%以下、P: 0.10%以下、S: 0.01%以下、sol. Al: 0.50%以下、N: 0.010%以下、B: 0.0008%以上0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、マルテンサイトの組織全体に対する面積率が85%以上95%未満、フェライトの組織全体に対する面積率が5%以上15%以下、フェライトの平均結晶粒径が10μm以下の鋼組織を有し、円相当径500nm以上の析出物の数密度Aが式:  $A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B]$  を満たす。

添付公開書類：

- 一 国際調査報告（条約第21条(3)）

## 明 細 書

発明の名称：鋼板、部材およびそれらの製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、自動車等において冷間プレス成形を経て使用される冷間プレス成型用高強度鋼板等の鋼板、該鋼板を用いた部材およびそれらの製造方法に関する。

### 背景技術

[0002] 近年、自動車の軽量化や衝突安全性を目的として、自動車用骨格部品に引張強度TSが1310MPa級以上である鋼板の適用が進んでいる。また、バンパーやインパクトビーム部品等へは引張強度TSが1470MPa級以上である鋼板の適用が進んでいる。

[0003] 引張強度TSが1470MPa級以上である高強度鋼板を冷間プレスにより成形して部品とした場合、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。

[0004] 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。

[0005] このような耐遅れ破壊特性を改善する技術として、例えば、遅れ破壊の起点となる粗大な析出物を低減することにより耐遅れ破壊特性が改善するという知見に基づき、特許文献1には、質量%で、C：0.13%以上0.40%以下、Si：0.02%以上1.5%以下、Mn：0.4%以上1.7%以下、P：0.030%以下、S：0.0002%以上0.0010%未満、sol. Al：0.01%以上0.20%以下、N：0.0055%以下、O：0.0025%以下、Nb：0.002%以上0.035%以下およびTi：0.002%以上0.040%以下を(1)式、(2)式を満たすように含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、マル

テンサイトおよびベイナイトの組織全体に対する面積率が合計で95%以上100%以下であり、残部がフェライト及び残留オーステナイトの1種もしくは2種からなり、旧オーステナイト粒の平均粒径が5 $\mu$ mを超えであり、下記条件を満たし、長軸の長さが20~80 $\mu$ mである介在物群が5個/mm<sup>2</sup>以下で存在する鋼組織と、を有し、引張強度が1320MPa以上であることを特徴とする耐遅れ破壊特性に優れた高強度鋼板が開示されている。

$$[\%Ti] + [\%Nb] > 0.007 \quad (1)$$

$$[\%Ti] \times [\%Nb]^2 \leq 7.5 \times 10^{-6} \quad (2)$$

ここで、 $[\%Nb]$ 、 $[\%Ti]$ はNb、Tiの含有量(%)を表す。

[0006] また、特許文献2には、質量%で、C:0.05~0.30%、Si:2.0%以下(0%を含む)、Mn:0.1%超2.8%以下、P:0.1%以下、S:0.005%以下、N:0.01%以下、Al:0.01~0.50%以下を含むとともに、Nb、TiおよびZrの1種または2種以上を、合わせて0.01%以上で、かつ、 $[\%C] - [\%Nb] / 92.9 \times 12 - [\%Ti] / 47.9 \times 12 - [\%Zr] / 91.2 \times 12 > 0.03$ を満足するように含み、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、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おける析出物の分布状態が、円相当直径1~10nmの析出物は、焼戻しマルテンサイト1 $\mu$ m<sup>2</sup>当たり20個以上で、円相当直径20nm以上の析出物であって、Nb、TiおよびZrの1種または2種以上を含む析出物は、焼戻しマルテンサイト1 $\mu$ m<sup>2</sup>当たり10個以下であり、結晶方位差が15°以上の大角粒界で囲まれたフェライトの平均粒径が5 $\mu$ m以下であることを特徴とする耐水素脆化特性および加工性に優れた高強度冷延鋼板が開示されている。

## 先行技術文献

## 特許文献

[0007] 特許文献1: 特許第6388085号公報

特許文献2：特許第4712882号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、従来技術は、1470MPa以上の引張強度TSを確保すると共に、優れた耐遅れ破壊特性を有する技術としては十分であるとは言えず、新たな技術の確立が希求されていた。

[0009] 本発明は、このような問題を解決するためになされたものであり、引張強度が1470MPa以上（ $TS \geq 1470MPa$ ）であり、優れた耐遅れ破壊特性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供することを目的とする。

[0010] 優れた耐遅れ破壊特性とは、以下の評価により優れた耐遅れ破壊特性を有すると判断することを指す。

(1) まず、得られた鋼板（コイル）の幅方向端部からコイル幅の1/4位置より圧延直角方向：100mm、圧延方向：30mmとなる短冊試験片を採取する。

(2) 長さが100mmとなる長辺側の端面の切り出しはせん断加工とし、せん断加工ままの状態（バリを除去する機械加工を施さずに）、バリが曲げ外周側となるように曲げ加工を施し、その曲げ成形時の試験片形状を維持して、ボルトで試験片を固定する。

せん断加工のクリアランスは13%とし、レーキ角は1°とする。曲げ加工は、先端曲げ半径10mmで、曲げ頂点内側の角度が90度（V曲げ）となるように行う。

ポンチは、先端半径が上記の先端曲げ半径Rと同じであり、U字形状（先端R部分が半円形状でポンチ胴部の厚さが2R）のものをを用い、ダイは、コーナーRが30mmのものをを用いる。そして、ポンチが鋼板を押し込む深さを調整し、先端の曲げ角度（曲げ頂点内側の角度）が90度（V字形状）となるように成形する。

曲げ成形時の直片部のフランジ端部同士の距離が曲げ成形した時と同じ距離

になるように（スプリングバックによる直片部の開口をキャンセルアウトするように）、油圧ジャッキで試験片を挟んで締め込み、その状態でボルト締結する。ボルトはあらかじめ短冊試験片の短辺エッジから10mm内側に設けた楕円形状（短軸10mm、長軸15mm）の穴に通して固定する。

（3）得られたボルト締め後の試験片を、0.1質量%のチオシアン酸アンモニウム水溶液と、McIlvaine緩衝液を、質量比として1：1で混合し、pHを8.0に調整した溶液およびpHを7.4に調整した溶液のそれぞれに浸漬して耐遅れ破壊特性評価試験を実施する。このとき、溶液の温度は20℃とし、試験片の表面積1cm<sup>2</sup>あたりの液量は20mlとする。

（4）48時間経過後に目視で確認できるレベル（長さ1mm以上）の亀裂の有無を確認し、pHを8.0に調整した溶液で亀裂が観察されなかったものは、耐遅れ破壊特性が優れると判断した。さらに、pHを7.4に調整した溶液でも亀裂が観察されなかったものは特に耐遅れ破壊特性が優れると判断した。

### 課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、上記の課題を解決するために鋭意検討を重ね、以下の条件を全て満たすことで耐遅れ破壊特性を大幅に向上させることができることを見出した。

i) マルテンサイトの面積率が85%以上95%未満であること。

ii) フェライトの面積率が5%以上15%以下であり、フェライトの平均結晶粒径が10μm以下であること。

iii) 円相当径500nm以上の析出物の数密度Aが下記の条件を満たすこと。

$$A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B]$$

ここで、[B]はBの含有量（質量%）を表す。

[0012] 本発明は、上記の知見に基づいて、更なる検討により完成されたものであり、その要旨は以下の通りである。

[1] 質量%で、

C : 0.15%以上0.45%以下、  
Si : 2.0%以下、  
Mn : 4.0%以下、  
P : 0.1%以下、  
S : 0.01%以下、  
sol. Al : 0.5%以下、  
N : 0.010%以下、  
B : 0.0008%以上0.0100%以下を含有し、  
残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、  
マルテンサイトの組織全体に対する面積率が85%以上95%未満であり、  
フェライトの組織全体に対する面積率が5%以上15%以下であり、  
フェライトの平均結晶粒径が10 $\mu$ m以下である鋼組織を有し、  
円相当径500nm以上である析出物の数密度Aが下記の式(1)を満たす  
鋼板。

$$A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B] \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、[B]はBの含有量(質量%)を表す。

[2] 面積率で、フェライトの50%以上が旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトである、[1]に記載の鋼板。

[3] 前記成分組成として、さらに質量%で、

Cu : 1.00%以下、  
Cr : 1.00%以下、  
Nb : 0.10%以下、  
Ti : 0.10%以下、  
V : 0.50%以下、  
Mo : 0.50%以下、  
Ni : 1.00%以下、  
Sb : 0.10%以下、  
Sn : 0.10%以下、

A s : 0.10%以下、

T a : 0.10%以下、

C a : 0.020%以下、

M g : 0.020%以下、

Z n : 0.020%以下、

C o : 0.020%以下、

Z r : 0.020%以下、

W : 0.020%以下、

R E M : 0.020%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、  
[1] または [2] に記載の鋼板。

[4] 鋼板表面にめっき層を有する、[1] ~ [3] のいずれかに記載の鋼板。

[5] [1] ~ [4] のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

[6] [1] または [3] に記載の成分組成を有する鋼スラブを、スラブ表面温度で1100℃以上の加熱保持温度で30分以上保持した後、

900~1000℃での滞留時間を20秒以上150秒以下とし、仕上げ圧延温度を850℃以上とした条件で熱間仕上げ圧延を行い、

前記仕上げ圧延温度から650℃までの範囲における平均冷却速度を40℃/秒以上とする冷却を行い、

その後、650℃以下の巻取り温度で巻取ること熱延鋼板とし、

該熱延鋼板を40%以上の圧下率で冷間圧延することで冷延鋼板とし、

焼鈍温度を830~950℃とし、前記冷延鋼板を、400℃から前記焼鈍温度まで1.0℃/秒以上の平均加熱速度で加熱し、

前記焼鈍温度で10秒以上600秒以下保持した後、

前記焼鈍温度からA r<sub>3</sub>点まで10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、

A r<sub>3</sub>点から(A r<sub>3</sub>点-80℃)まで1~10℃/秒の平均冷却速度で冷却し、

(A r<sub>3</sub>点-80℃) から260℃以下の冷却停止温度まで10℃/秒以上の

平均冷却速度で冷却し、

その後、150～260℃の保持温度で20～1500秒保持する連続焼鈍を行う、鋼板の製造方法。

[7] 前記連続焼鈍の後、鋼板表面にめっき処理を行う、[6]に記載の鋼板の製造方法。

[8] [1]～[4]のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

### 発明の効果

[0013] 本発明によれば、高強度であり、耐遅れ破壊特性に優れる鋼板、部材およびそれらの製造方法が提供される。

### 発明を実施するための形態

[0014] 以下、本発明の実施形態について説明する。

[0015] 本発明の鋼板は、質量%で、C：0.15%以上0.45%以下、Si：2.0%以下、Mn：4.0%以下、P：0.10%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.50%以下、N：0.01%以下、B：0.0008%以上0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、マルテンサイトの組織全体に対する面積率が85%以上95%未満であり、フェライトの組織全体に対する面積率が5%以上15%以下であり、フェライトの平均結晶粒径が10μm以下である組織を有し、円相当径500nm以上である析出物の数密度Aが下記の式(1)を満たす。

$$A \text{ (個/} \text{mm}^2) \leq 8.5 \times 10^5 \times [B] \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、[B]はBの含有量(質量%)を表す。

[0016] 成分組成

以下に本発明の鋼板が有する成分組成の範囲の限定理由を説明する。なお、成分含有量に関する%は「質量%」である。

[0017] C：0.15%以上0.45%以下

Cは、マルテンサイトの強度を上昇させ、1470MPa以上である引張

強度（以下、 $TS \geq 1470 \text{ MPa}$ とも記す。）を得るために含有される。したがって、所望の $TS$ を得るために、 $C$ 含有量は $0.15\%$ 以上とする。高強度化による自動車用骨格部品の軽量化の観点から、 $C$ 含有量は好ましくは $0.20\%$ 以上であり、より好ましくは $0.25\%$ 以上である。

一方、 $C$ を過剰に添加すると、フェライトの生成が過度に抑制され、所望のフェライトの面積率が得られない。したがって、 $C$ 含有量は $0.45\%$ 以下とする。 $C$ 含有量は、好ましくは $0.40\%$ 以下であり、より好ましくは $0.35\%$ 以下である。

[0018]  $Si$  :  $2.0\%$ 以下

$Si$ は、 $200^\circ\text{C}$ 以上の温度域で焼き戻す場合のフィルム状の炭化物の生成を抑制し、強度の低下と、耐遅れ破壊特性の劣化を抑制する。 $Si$ 含有量の下限値は規定しないが、 $Si$ は $0.02\%$ 以上含有することが望ましい。 $Si$ 含有量は、好ましくは $0.10\%$ 以上であり、より好ましくは $0.20\%$ 以上である。

一方、 $Si$ を過剰に添加すると、 $Si$ の偏析により耐遅れ破壊特性の劣化を招く。したがって、 $Si$ 含有量は $2.0\%$ 以下（ $0\%$ を含む）とする。 $Si$ 含有量は、好ましくは $1.5\%$ 以下であり、より好ましくは $1.0\%$ 以下である。

[0019]  $Mn$  :  $4.0\%$ 以下

$Mn$ は、鋼の焼入れ性の向上に有効な元素である。 $Mn$ 含有量の下限値は規定しないが、所望のマルテンサイトの面積率を安定的に得るために、 $Mn$ 含有量は $0.2\%$ 以上であることが望ましい。 $Mn$ 含有量は、好ましくは $0.5\%$ 以上である。

一方、 $Mn$ を過剰に添加すると、フェライトの生成が過度に抑制され、所望のフェライトの面積率が得られない。したがって、 $Mn$ 含有量は $4.0\%$ 以下とする。 $Mn$ 含有量は、好ましくは、 $3.0\%$ 以下であり、より好ましくは $1.7\%$ 以下である。

[0020]  $P$  :  $0.10\%$ 以下

Pは、粒界に偏析し粒界強度を低下させることで耐遅れ破壊特性の劣化を招く。したがって、P含有量は0.10%以下とする。P含有量は好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.02%以下であり、さらに好ましくは0.01%以下である。P含有量の下限值は規定しないが、現在、工業的に実施可能な下限は0.002%である。よって、P含有量は0.002%以上とすることが好ましい。

[0021] S : 0.01%以下

Sは、Mnと粗大な介在物を形成し、遅れ破壊の起点となることで耐遅れ破壊特性の劣化を招く。したがって、S含有量は0.01%以下とする。S含有量は、好ましくは0.003%以下であり、より好ましくは0.0015%以下であり、さらに好ましくは0.0008%以下である。下限は規定しないが、現在工業的に実施可能な下限は0.0002%である。よって、S含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。

[0022] soI, Al : 0.50%以下

Alは、十分な脱酸を行い、鋼中介在物を低減するために含有する。soI, Alの下限は特に規定しないが、安定して脱酸を行うためには、soI, Al含有量を0.005%以上とすることが望ましい。soI, Al含有量は、より好ましくは0.01%以上であり、さらに好ましくは0.02%以上である。

一方、soI, Al含有量が0.50%を超えると、巻取り時に生成したセメントイトが焼鈍過程で固溶しにくくなり、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が顕著に劣化する。したがって、soI, Al含有量は0.50%以下とする。soI, Al含有量は、好ましくは0.20%以下であり、より好ましくは0.05%以下である。

[0023] N : 0.010%以下

Nは、AlN等の析出物を形成し、遅れ破壊の起点となることで耐遅れ破壊特性の劣化を招く。特にNが0.010%を超えると、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が顕著に劣化する。した

がって、N含有量は0.010%以下とする。N含有量は、好ましくは0.005%以下である。下限は規定しないが、現在工業的に実施可能な下限は0.0006%である。よって、N含有量は0.0006%以上とすることが好ましい。

[0024] B : 0.0008%以上0.0100%以下

Bは、鋼の焼入れ性を向上させる元素であり、少ないMn含有量でも所定の面積率のマルテンサイトを生成させる効果を有する。また、Bは、粒界に偏析することで粒界の結合力を増加させることや、粒界強度を低下させるPの偏析を抑制する。これらの作用により、所望の耐遅れ破壊特性を得るために、B含有量は0.0008%以上とする。B含有量は、好ましくは0.0015%以上であり、より好ましくは0.0020%以上である。

一方、Bを過剰に添加すると、 $Fe_{23}(C, B)_6$ やBNを形成し、遅れ破壊の起点となることで耐遅れ破壊特性をむしろ低下させることが判明した。したがって、Bの添加による耐遅れ破壊特性の向上の効果を得るためには、Bを添加しつつ、析出物の数密度Aを所望の範囲とすることが必要である。B含有量が0.0100%を超えると、熱延条件および焼鈍条件の制御によってもB系析出物の低減が困難であり、析出物の数密度Aを所望の範囲とすることができない。したがって、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は、好ましくは0.0080%以下であり、より好ましくは0.0060%以下である。

[0025] 本発明における鋼板の成分組成は、上記の成分元素を基本成分として含有し、残部は鉄(Fe)および不可避免的不純物を含む。ここで、本発明の鋼板は上記の基本成分を含有し、残部は鉄(Fe)および不可避免的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

[0026] 本発明では、成分組成として、以下を含有してもよい。

質量%で、Cu : 1.00%以下、Cr : 1.00%以下、Nb : 0.10%以下、Ti : 0.10%以下、V : 0.50%以下、Mo : 0.50%以下、Ni : 1.00%以下、Sb : 0.10%以下、Sn : 0.10%以下

、As : 0.10%以下、Ta : 0.10%以下、Ca : 0.020%以下、Mg : 0.020%以下、Zn : 0.020%以下、Co : 0.020%以下、Zr : 0.020%以下、W : 0.020%以下、REM : 0.020%以下のうちから選んだ1種または2種以上

[0027] Cu : 1.00%以下

Cuは、鋼板の耐食性を向上させ、鋼板への水素侵入を低減させ、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。Cu含有量の下限值は規定しないが、こうした効果を得るために、Cu含有量は、0.01%以上であることが望ましい。Cu含有量は、好ましくは0.05%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。

一方、Cuを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Cuを含有する場合、Cu含有量は1.00%以下とする。Cu含有量は、好ましくは0.50%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0028] Cr : 1.00%以下

Crは、鋼の焼入れ性の向上に有効な元素である。Crは所望の組織を安定的に得るために添加することができる。Cr含有量の下限值は特に規定しないが、こうした効果を得るために、Cr含有量は0.01%以上であることが望ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.05%以上であり、さらに好ましくは0.10%以上である。

一方、Crを過剰に添加すると、焼鈍時のセメンタイトの固溶が遅延し、未固溶のセメンタイトが多く残存することで、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Crを含有する場合、Cr含有量は1.00%以下とする。Cr含有量は好ましくは0.50%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0029] Nb : 0.10%以下

Nbは、鋼中でNbC等の微細な析出物を形成することで、ピン止め効果

により旧オーステナイト粒径を微細化させ、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。Nb含有量の下限値は規定しないが、こうした耐遅れ破壊特性を向上させるという効果を得るために、Nb含有量は、0.005%以上であることが望ましい。Nb含有量は、好ましくは0.01%以上である。

一方、Nbを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Nbを含有する場合、Nb含有量は0.10%以下とする。Nb含有量は、好ましくは0.08%以下であり、より好ましくは0.06%以下である。

[0030] Ti : 0.10%以下

Tiは、鋼中でTiC等の微細な析出物を形成することで、ピン止め効果により旧オーステナイト粒径を微細化させ、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。Ti含有量の下限値は規定しないが、こうした効果を得るために、Ti含有量は0.005%以上であることが望ましい。Ti含有量は、好ましくは0.01%以上である。

一方、Tiを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Tiを含有する場合、Ti含有量は0.10%以下とする。Ti含有量は、好ましくは0.08%以下であり、より好ましくは0.06%以下である。

[0031] V : 0.50%以下

Vは、水素トラップサイトとなるVを含む微細な炭化物を生成させ、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。また、微細な析出物を形成することで、ピン止め効果により旧オーステナイト粒径を微細化させ、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。V含有量の下限値は規定しないが、こうした効果を得るために、V含有量は0.003%以上であることが望ましい。V含有量は、好ましくは0.01%以上であり、より好ましくは0.03%以上である。

一方、Vを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Vを含有する場合、V含有量は0.50%以下とする。V含有量は、好ましくは0.20%以下であり、より好ましくは0.10%以下であり、さらに好ましくは0.06%以下である。

[0032] Mo : 0.50%以下

Moは、水素トラップサイトとなるMoを含む微細な炭化物を生成させ耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。また、微細な析出物を形成することで、ピン止め効果により旧オーステナイト粒径を微細化させ、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。Mo含有量の下限値は規定しないが、こうした耐遅れ破壊特性を向上させるという効果を得るために、Mo含有量は0.003%以上であることが望ましい。Mo含有量は、好ましくは0.01%以上であり、より好ましくは0.03%以上である。

一方、Moを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Moを含有する場合、Mo含有量は0.50%以下とする。Mo含有量は、好ましくは0.20%以下であり、より好ましくは0.10%以下である。

[0033] Ni : 1.00%以下

Niは、鋼板の耐食性を向上させ、鋼板への水素侵入を抑制し、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある。また、Niは鋼の焼入れ性の向上に有効な元素であり、所望の組織を安定的に得るために添加することができる。Ni含有量の下限値は規定しないが、こうした効果を得るために、Ni含有量は、0.01%以上であることが望ましい。Ni含有量は、好ましくは0.05%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。

一方、Niを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Niを含有する場合、Ni含有量は1.00%以下とする。Ni含有量は

、好ましくは0.50%以下であり、より好ましくは0.30%以下である。

[0034] S b : 0.10%以下

S b は、鋼板の表層の酸化や窒化を抑制し、強度の上昇や耐遅れ破壊特性の向上に寄与する。S b 含有量の下限值は規定しないが、このような強度の上昇や耐遅れ破壊特性の向上といった効果を得るために、S b 含有量は0.002%以上であることが望ましい。S b 含有量は、好ましくは0.004%以上であり、より好ましくは0.006%以上である。

一方、S b を過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、S b を含有する場合、S b 含有量は0.10%以下とする。S b 含有量は、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.02%以下である。

[0035] S n : 0.10%以下

S n は、鋼板の表層の酸化や窒化を抑制し、強度の上昇や耐遅れ破壊特性の向上に寄与する。S n 含有量の下限值は規定しないが、このような強度の上昇や耐遅れ破壊特性の向上といった効果を得るために、S n 含有量は0.002%以上であることが望ましい。S n 含有量は、好ましくは0.004%以上であり、より好ましくは0.006%以上である。

一方、S n を過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、S n を含有する場合、S n 含有量は、0.10%以下とする。S n 含有量は、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.02%以下である。

[0036] A s : 0.10%以下

A s は鋼の強度を上昇させる効果がある。A s 含有量の下限值は規定しないが、こうした鋼の強度を上昇させるという効果を得るために、A s 含有量は0.002%以上であることが望ましい。A s 含有量は、好ましくは0.

0.04%以上であり、より好ましくは0.06%以上である。

一方、Asを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Asを含有する場合、As含有量は0.10%以下とする。As含有量は、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.02%以下である。

[0037] Ta : 0.10%以下

Taは鋼の強度を上昇させる効果がある。Ta含有量の下限値は規定しないが、こうした鋼の強度を上昇させるという効果を得るために、Ta含有量は0.002%以上であることが望ましい。Ta含有量は好ましくは0.004%以上であり、より好ましくは0.006%以上である。

一方、Taを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Taを含有する場合、Ta含有量は0.10%以下とする。Ta含有量は、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.02%以下である。

[0038] Ca : 0.020%以下

Caは、硫化物の形状を球状化することで遅れ破壊の起点を低減し、耐遅れ破壊特性を改善する。こうした耐遅れ破壊特性を改善させるという効果を得るために、Ca含有量は0.0002%以上であることが望ましい。Ca含有量は、好ましくは0.0005%以上であり、より好ましくは0.0010%以上である。

一方、Caを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Caを含有する場合、Ca含有量は0.020%以下とする。Ca含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0039] Mg : 0.020%以下

Mgは、硫化物の形状を球状化することで遅れ破壊の起点を低減し、耐遅れ破壊特性を改善する。こうした耐遅れ破壊特性を改善させるという効果を得るために、Mg含有量は0.0002%以上であることが望ましい。Mg含有量は、好ましくは0.001%以上であり、より好ましくは0.003%以上である。

一方、Mgを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Mgを含有する場合、Mg含有量は0.020%以下とする。Mg含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0040] Zn : 0.020%以下

Znは、旧オーステナイト粒径の微細化や、介在物形状の球状化によって、耐遅れ破壊特性を改善させる。こうした耐遅れ破壊特性を改善させるという効果を得るために、Zn含有量は0.001%以上であることが望ましい。Zn含有量は、好ましくは0.003%以上である。

一方、Znを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Znを含有する場合、Znの含有量は0.020%以下とする。Zn含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0041] Co : 0.020%以下

Coは、旧オーステナイト粒径の微細化や、介在物形状の球状化によって、耐遅れ破壊特性を改善させる。こうした耐遅れ破壊特性を改善させるという効果を得るために、Co含有量は0.001%以上であることが望ましい。Co含有量は、好ましくは0.003%以上である。

一方、Coを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Coを含有する場合、Co含有量は0.020%以下とする。Co含有量

は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0042] Zr : 0.020%以下

Zrは、旧オーステナイト粒径の微細化や、介在物形状の球状化によって、耐遅れ破壊特性を改善させる。こうした耐遅れ破壊特性を改善させるという効果を得るために、Zr含有量は0.001%以上であることが望ましい。Zr含有量は、好ましくは0.003%以上である。

一方、Zrを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Zrを含有する場合、Zr含有量は0.020%以下とする。Zr含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0043] W : 0.020%以下

Wは、析出物の形成を通じた旧オーステナイト粒径の微細化によって、耐遅れ破壊特性を改善させる。こうした耐遅れ破壊特性を向上させるという効果を得るために、W含有量は0.001%以上であることが望ましい。W含有量は、好ましくは0.003%以上である。

一方、Wを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、Wを含有する場合、W含有量は0.020%以下とする。W含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

[0044] REM : 0.020%以下

REMも介在物の球状化により、耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。こうした耐遅れ破壊特性を向上させるという効果を得るために、REM含有量は0.0002%以上であることが望ましい。REM含有量は、好ましくは0.001%以上であり、より好ましくは0.003%以上である。

一方、REMを過剰に添加すると、粗大な析出物が増加し、析出物の数密度Aを所望の範囲にすることができず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがっ

て、REMを含有する場合、REM含有量は、0.020%以下とする。REM含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

なお、本発明でいうREMとは、原子番号21番のスカンジウム（Sc）、原子番号39番のイットリウム（Y）、および原子番号57番のランタン（La）から71番のルテチウム（Lu）までのランタノイドを指す。本発明におけるREM濃度とは、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。REMとしては、特に限定されないが、Laおよび／またはCeであることが好ましい。

[0045] なお、上記任意元素を好適下限値未満で含む場合、上記任意元素を不可避的不純物として含むものとする。

[0046] 鋼組織

本発明の鋼板の鋼組織は、以下の構成を備える。

（構成1）マルテンサイトの組織全体に対する面積率が85%以上95%未満であり、フェライトの組織全体に対する面積率が5%以上15%以下であり、フェライトの平均結晶粒径が10 $\mu$ m以下である。

（構成2）円相当径500nm以上である析出物の数密度Aが下記の式（1）を満たす。

$$A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B] \quad \dots \text{式 (1)}$$

ここで、[B]はBの含有量（質量%）を表す。

[0047] また、（構成1）、（構成2）に加えて以下の構成を備えることで、さらに優れた耐遅れ破壊特性を得ることができる。

（構成3）面積率で、フェライトの50%以上が旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトである。

[0048] 以下、各構成について説明する。

[0049] （構成1）マルテンサイトの面積率：85%以上95%未満、フェライトの面積率：5%以上15%以下、フェライトの平均結晶粒径：10 $\mu$ m以下  
本発明において、マルテンサイトを主相とすることで、TS $\geq$ 1470M

Paの高い強度を実現することが可能となる。こうした高い強度を実現するといった効果を得るために、マルテンサイトは面積率で85%以上とする必要がある。マルテンサイトの面積率は、好ましくは88%以上である。

また、マルテンサイトを主相とし、面積率で5%以上15%以下のフェライトを生成させることで優れた耐遅れ破壊特性を得ることができることが判明した。優れた耐遅れ破壊特性を得るために、マルテンサイトの面積率は95%未満とし、フェライトの面積率は5%以上とする。マルテンサイトの面積率は、好ましくは93%未満であり、フェライトの面積率は、好ましくは7%以上である。

一方、過剰なフェライトの生成は強度を低下させるとともに、耐遅れ破壊特性を劣化させる。したがって、 $TS \geq 1470 \text{ MPa}$ と優れた耐遅れ破壊特性を安定的に得るために、フェライトの面積率は15%以下とする。フェライトの面積率は、好ましくは12%以下である。

[0050] また、本発明では、5%以上15%以下のフェライトによる耐遅れ破壊特性の向上の効果を得るために、フェライトの形態も制御する。フェライトが粗大な場合には、フェライトによる耐遅れ破壊特性の向上の効果が得られず、フェライトの生成によって耐遅れ破壊特性はむしろ劣化する。フェライトによる耐遅れ破壊特性の向上の効果を得るために、フェライトの平均結晶粒径を $10 \mu\text{m}$ 以下とする。フェライトの平均結晶粒径は、好ましくは $6 \mu\text{m}$ 以下であり、より好ましくは $4 \mu\text{m}$ 以下である。

一方、フェライトが過剰に微細な場合には耐遅れ破壊特性の向上の効果が十分に得られない場合がある。したがって、フェライトの平均結晶粒径は、好ましくは $0.5 \mu\text{m}$ 以上であり、より好ましくは $1.0 \mu\text{m}$ 以上である。

[0051] なお、マルテンサイト、フェライト以外を含む場合、残部はベイナイト、残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）、パーライトから構成されることが好ましい。これらの組織以外は、微量の炭化物、硫化物、窒化物、酸化物であってよい。残部組織は、面積率で10%以下であり、好ましくは5%以下であり、より好ましくは3%以下である。

残部組織は、0%であってもよい。すなわち、鋼組織はマルテンサイトおよびフェライトからなってもよい。

また、マルテンサイトには連続冷却中の自己焼き戻しが生じたマルテンサイトも含め、およそ150℃以上で一定時間滞留することによる焼き戻しが生じていないマルテンサイトも含む。

[0052] (構成2) 円相当径500nm以上である析出物の数密度Aが下記の式を満たす。

$$A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B] \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、[B]はBの含有量(質量%)を表す。

TS $\geq$ 1470MPaの高い強度を有する鋼において遅れ破壊を抑制するためには、マルテンサイトとフェライトの面積率およびフェライトの平均結晶粒径の制御に加えて、Bにより粒界を強化し、粒界破壊を抑制することが必要である。ただし、単なるB含有量の増加は、粒界偏析Bだけでなく遅れ破壊の起点となるFe<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub>を主体としたB系析出物も増加させるため、耐遅れ破壊特性をむしろ低下させることが判明した。本発明者らは、熱間圧延条件等の制御により円相当径500nm以上の析出物の数密度Aを低減し、下記の条件を達成することでBの粒界強化による耐遅れ破壊特性の向上と析出物起点の破壊の抑制を両立することが可能であることを見出した。

$$A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B]$$

析出物の数密度Aは、好ましくは、 $A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 6.5 \times 10^5 \times [B]$ であり、より好ましくは、 $A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 5.0 \times 10^5 \times [B]$ である。

本発明では、Aの下限は特に限定されず、Aは0であってもよく、 $A \text{ (個/mm}^2\text{)} \geq 0.5 \times 10^5 \times [B]$ であってもよい。

[0053] (構成3) 面積率で、フェライトの50%以上が旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトである。

マルテンサイト中にフェライトを分散させる主な方法としては、オーステナイトとフェライトの2相域で保持した後、焼き入れによってオーステナイ

トをマルテンサイトに変態させる方法と、オーステナイト単相域で保持した後、フェライト生成温度域で保持し、フェライトを生成させ、焼き入れによって残りのオーステナイトをマルテンサイトに変態させる方法がある。オーステナイト単相域で保持した後、フェライト生成温度域で保持することで生成するフェライトは初析フェライトと呼ばれ、粒界に優先的に生成することで粒界破壊を抑制するため、特に耐遅れ破壊特性を向上させる効果が大きい。全体のフェライト量に対して、50%以上を旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトとすることで耐遅れ破壊特性の顕著な改善効果を得ることができる。したがって、全体のフェライト量に対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率は50%以上であることが望ましい。好ましくは全体のフェライト量に対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率は70%以上であり、より好ましくは全体のフェライト量に対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率は90%以上である。なお、全体のフェライト量に対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率は100%であってもよい。

[0054] 以上の鋼組織における各構成の測定方法を説明する。

マルテンサイト、ベイナイト、フェライトの面積率は、鋼板のL断面（圧延方向に平行であり、鋼板表面に垂直である断面（以下、圧延方向に平行な垂直断面とも記す。））を研磨後ナイタールで腐食し、鋼板表面から1/4厚み位置においてSEMで2000倍の倍率にて、 $50\mu\text{m} \times 65\mu\text{m}$ の範囲で4視野観察し、撮影した組織写真を画像解析して測定する。ここで、マルテンサイト、ベイナイトはSEMでは灰色もしくは白色を呈した組織を指す。一方、フェライトはSEMで黒色のコントラストを呈する領域である。なお、マルテンサイトやベイナイトの内部には微量の炭化物、窒化物、硫化物、酸化物を含むが、これらを除外することは困難なので、これらを含めた領域の面積率をその面積率とする。

[0055] ここで、ベイナイトは以下の特徴を有する。すなわち、アスペクト比が2.5以上でプレート状の形態を呈しており、マルテンサイトとくらべるとや

や黒色の組織である。上記のプレートの幅は $0.3 \sim 1.7 \mu\text{m}$ である。ベイナイトの内部の直径 $10 \sim 200 \text{nm}$ の炭化物の分布密度は $0 \sim 3 \text{個}/\mu\text{m}^2$ である。

[0056] 残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）の測定は、鋼板の表層 $200 \mu\text{m}$ をシュウ酸で化学研磨し、板面を対象に、X線回折強度法により求める。Mo-K $\alpha$ 線によって測定した $(200)\alpha$ 、 $(211)\alpha$ 、 $(220)\alpha$ 、 $(200)\gamma$ 、 $(220)\gamma$ 、 $(311)\gamma$ 回折面ピークの積分強度より計算する。

[0057] フェライトの平均結晶粒径の測定は、鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後ナイトールで腐食し、鋼板表面から $1/4$ 厚み位置においてSEMで $2000$ 倍の倍率にて、 $50 \mu\text{m} \times 65 \mu\text{m}$ の範囲で $10$ 視野観察し、撮影した組織写真を画像解析して円相当径を求める。なお、円相当径とは、SEM写真からフェライトと判断される領域の面積を有する真円の直径のことを指す。 $10$ 視野における上記直径の総和を、直径を測定したフェライトの個数で割ることにより得られた値を、フェライトの平均結晶粒径とする。

[0058] 旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率の測定方法は、以下の通りである。

まず、鋼板のL断面をコロイダルシリカ振動研磨で鏡面研磨後、電子線後方散乱回折（EBSD）測定を実施し、鋼板表面から $1/4$ 厚み位置において $10$ 視野分の局所結晶方位データを得る。このとき、ステップサイズは $0.10 \mu\text{m}$ 、測定領域は $50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$ とする。解析ソフト：OIM Analysis 7を用いて、クリーンアップ処理を行った後、得られた局所方位データを解析し、旧オーステナイト粒界を判定する。

クリーンアップ処理は、CI値が $0.2$ 以下のピクセルの方位およびCI値を、隣接するピクセルの内、CI値が最も高いピクセルのものに置換する処理を行う。

具体的には、解析ソフトのNeighbor CI Correlation機能を用いて、パラメーターのMinimum Confidence

Indexを0.2とした条件で、クリーンアップ処理を行う。

Rotation Angleが $20^{\circ}$ 以上、 $50^{\circ}$ 以下の結晶方位差を有する粒界のマップを作成し、これらの界面を旧オーステナイト粒界と判定する。

EBS Dの測定後、鋼板のL断面をナイトールで腐食し、EBS Dと同一の10視野をSEMにて3000倍の倍率で撮影する。同一視野の旧オーステナイトの粒界マップと撮影したSEM像を重ね合わせた際に、旧オーステナイト粒界上に存在するフェライトを判別し、面積率を測定する。

EBS DとSEMで同一視野を観察する手法としては、予め、鋼板の観察位置にビッカース硬度計で圧痕を付けておき、観察位置の目印にする方法がある。

[0059] 円相当径500nm以上である析出物の数密度Aは、鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後、鋼板の板厚1/5位置～4/5位置の領域、すなわち鋼板表面より板厚に対して1/5位置から、板厚中央を挟み、4/5位置までの領域において、 $2\text{mm}^2$ の領域を連続してSEMで撮影し、撮影したSEM写真から、このような析出物の個数を計測することで求める。また、撮影する倍率は2000倍である。また、個々の介在物粒子の成分分析を行う場合は、個々の介在物粒子を10000倍に拡大して、上記の析出物を分析する。ここで、円相当径500nm以上である析出物は $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等のBを含む析出物であり、加速電圧が3kVのエネルギー分散型X線分光法（EDS）による元素分析でBのピークの有無を調べ、Bのピークがあるときは、上記の析出物が存在していると評価する。

なお、円相当径とは、SEM写真から算出される各析出物の面積を有する真円の直径のことを指す。

[0060] 引張強度（TS）：1470MPa以上

鋼板の引張強度が1470MPa以上では、耐遅れ破壊特性は著しく劣化する。この点、本発明では、引張強度が1470MPa以上であっても、耐遅れ破壊特性が良好である点を特徴の一つとする。自動車用骨格部品の軽量

化の観点から、引張強度は1700MPa以上であることが好ましい。

なお、本発明の鋼板の引張強度は2100MPa以下としてよい。

本発明の鋼板の引張強度は、1900MPa以下としてよい。また、本発明の鋼板の引張強度は、1800MPa以下としてよい。本発明の鋼板は、引張強度が1800MPa以下であることで、極めて優れた耐遅れ破壊特性を得ることができる。また、本発明の鋼板は、引張強度が1800MPa超1900MPa以下であっても、全フェライトに対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率が50%以上であることで、極めて優れた耐遅れ破壊特性を得ることができる。

[0061] 引張強度は、コイル幅1/4位置において圧延直角方向が長手方向となるようにJIS5号引張試験片を切り出し、JIS Z2241(2022)に準拠した引張試験により測定できる。

[0062] 以上の本発明の鋼板は、表面にめっき層を有する鋼板であってもよい。めっき層はZnめっきでも他の金属のめっきでもよい。また、溶融めっき層、電気めっき層のいずれでもよい。

[0063] 次いで、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

本発明の鋼板の製造方法は、上記成分組成を有する鋼スラブを、スラブ表面温度で1100℃以上の加熱保持温度で30分以上保持した後、900~1000℃での滞留時間を20秒以上150秒以下とし、仕上げ圧延温度を850℃以上とした条件で熱間仕上げ圧延を行い、上記仕上げ圧延温度から650℃までの範囲における平均冷却速度を40℃/秒以上とする冷却を行い、その後、650℃以下の巻取り温度で巻取ること熱延鋼板とし、該熱延鋼板を40%以上の圧下率で冷間圧延することで冷延鋼板とし、焼鈍温度を830~950℃とし、上記冷延鋼板を、400℃から上記焼鈍温度まで1.0℃/秒以上の平均加熱速度で加熱し、上記焼鈍温度で10秒以上600秒以下保持した後、上記焼鈍温度からAr<sub>3</sub>点まで10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、Ar<sub>3</sub>点から(Ar<sub>3</sub>点-80℃)まで1~10℃/秒の平均冷却速度で冷却し、(Ar<sub>3</sub>点-80℃)から260℃以下の冷却停止温度ま

で10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、その後、150～260℃の保持温度で20～1500秒保持する連続焼鈍を行う、鋼板の製造方法である。

なお、本発明で各工程において特定する温度は、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度のことを指す。

[0064] 熱間圧延

加熱保持温度：スラブ表面温度で1100℃以上

加熱保持時間（スラブ加熱保持時間）：30分以上

熱間圧延前のスラブ加熱では、鋼スラブをスラブ表面温度で1100℃以上の加熱保持温度（スラブ加熱保持温度）で30分以上保持することでB系析出物等の析出物の固溶が促進され、析出物の大きさや個数の低減が図られる。加熱保持温度は、好ましくは1150℃以上である。加熱保持温度は、好ましくは1250℃以下である。

また、加熱保持温度で保持する時間（保持時間（スラブ加熱保持時間））は好ましくは40分以上である。保持時間は、好ましくは50分以下である。

[0065] 900～1000℃での滞留時間：20秒以上150秒以下

熱間圧延では、スラブを900～1000℃で20秒以上150秒以下滞留させる。900～1000℃の温度域における滞留時間の増加は、BNを主体とした析出物を生成させ、この析出物を粗大化させる。これらの温度域で生成する析出物は焼鈍加熱によって固溶しにくく、焼鈍後の固溶B量を低下させる。滞留時間が150秒超えでは、遅れ破壊の抑制に有効な固溶B量を得ることができない。そのため、上記滞留時間は150秒以下であり、好ましくは120秒以下、より好ましくは100秒以下である。

一方、上記滞留時間が20秒未満では、組織が不均一となる可能性がある。そのため、上記滞留時間は20秒以上である。上記滞留時間は、好ましくは30秒以上である。

[0066] 仕上げ圧延温度：850℃以上

熱間仕上げ圧延において、仕上げ圧延温度（FT）は熱延組織の不均一を

抑制するため、 $850^{\circ}\text{C}$ 以上とする。仕上げ圧延温度は、好ましくは、 $870^{\circ}\text{C}$ 以上である。

仕上げ圧延温度は、好ましくは、 $930^{\circ}\text{C}$ 以下である。

[0067] 仕上げ圧延温度から $650^{\circ}\text{C}$ までの範囲における平均冷却速度（第1平均冷却速度）： $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上

熱間仕上げ圧延後の冷却において、仕上げ圧延温度から $650^{\circ}\text{C}$ の範囲における平均冷却速度を $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする冷却を行う。仕上げ圧延温度から $650^{\circ}\text{C}$ の温度域ではオーステナイトの再結晶に伴って、Bが粒界に偏析するとともに、 $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ が析出する。 $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ の析出を極力抑制するために、平均冷却速度（第1平均冷却速度）は $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。平均冷却速度は、好ましくは $60^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上である。

平均冷却速度は、好ましくは $500^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下であり、より好ましくは $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下である。

なお、熱間圧延工程での平均冷却速度（第1平均冷却速度）とは、「（冷却開始時の温度（仕上げ圧延温度）（ $^{\circ}\text{C}$ ）－冷却完了時の温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）（ $650^{\circ}\text{C}$ ））／冷却開始から冷却完了までの冷却時間（秒）」である。

[0068] 巻取り温度： $650^{\circ}\text{C}$ 以下

上記の $650^{\circ}\text{C}$ までの冷却後、必要に応じてさらに冷却して巻取りを行う。このとき、巻取り温度が $650^{\circ}\text{C}$ 超えでは $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ の析出が促進されるため、耐遅れ破壊特性は悪化する。したがって、巻取り温度は $650^{\circ}\text{C}$ 以下とする。好ましくは、巻取り温度は $600^{\circ}\text{C}$ 以下である。また、巻取り温度は、好ましくは $500^{\circ}\text{C}$ 以上である。

[0069] 冷間圧延

圧下率： $40\%$ 以上

冷間圧延で、圧下率（累積圧下率（冷間圧延率））を $40\%$ 以上とすれば、その後の連続焼鈍における再結晶挙動、集合組織配向を安定化させることができる。圧下率が $40\%$ に満たない場合、焼鈍時のオーステナイト粒が一部粗大となり、強度が低下するおそれがある。また、圧下率は、 $80\%$ 以下

であることが好ましい。

[0070] 連続焼鈍

400℃から焼鈍温度までの平均加熱速度：1.0℃/秒以上

冷間圧延後の鋼板には、連続焼鈍ライン（CAL）で焼鈍と焼き戻し処理を施し、さらに必要に応じて調質圧延が施される。

$Fe_{23}(C, B)_6$ は焼鈍加熱中のフェライト域で生成し、粗大化するため、 $Fe_{23}(C, B)_6$ を低減させ、Bによる粒界強化の効果を十分に得るために、400℃から焼鈍温度までの平均加熱速度を増加させる必要がある。このような観点から、400℃以上での平均加熱速度は1.0℃/秒以上である。400℃から焼鈍温度までの平均加熱速度は、好ましくは、1.5℃/秒以上であり、より好ましくは、3.0℃/秒以上である。また、上記平均加熱速度は、好ましくは10℃/秒以下である。

なお、ここでの平均加熱速度とは、「後述の焼鈍温度（℃）－400（℃）/400℃から焼鈍温度までの加熱時間（分）」である。

[0071] 焼鈍温度：830～950℃

均熱時間（焼鈍温度での保持時間）：10秒以上600秒以下

焼鈍後に未固溶で残存する $Fe_{23}(C, B)_6$ などの析出物を十分に低減するため、焼鈍は高温で長時間行う。具体的には、焼鈍温度を830℃以上とする必要がある。焼鈍温度は、好ましくは840℃以上であり、より好ましくは850℃以上である。

一方、950℃超えの焼鈍では旧オーステナイト粒径が粗大化し、その後に生成するフェライトの結晶粒径が粗大化する。焼鈍温度が950℃を超えると、所望のフェライトの平均結晶粒径が得られないため、焼鈍温度は950℃以下とする。焼鈍温度は、好ましくは900℃以下である。

また、均熱時間（保持時間）の過度な長時間化も、旧オーステナイト粒径の粗大化を招き、フェライトの平均結晶粒径を粗大化させる。したがって、均熱時間は、600秒以下の均熱とする。均熱時間は、好ましくは540秒以下であり、より好ましくは480秒以下である。

一方、未固溶で残存する  $Fe_{23}(C, B)_6$  などの析出物を十分に低減させるために、均熱時間は10秒以上とする。均熱時間は、好ましくは30秒以上であり、より好ましくは60秒以上である。

[0072] 焼鈍温度から  $A_{r3}$  点までの平均冷却速度（第2平均冷却速度）：10℃/秒以上

$A_{r3}$  点から（ $A_{r3}$  点－80℃）までの平均冷却速度（第3平均冷却速度）：1～10℃/秒

（ $A_{r3}$  点－80℃）から260℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度（第4平均冷却速度）：10℃/秒以上

析出物の数密度  $A$  を所望の範囲にしつつ、マルテンサイトの面積率が85%以上、95%未満であり、フェライトの面積率が5%以上、15%以下である組織を得るために、焼鈍温度から  $A_{r3}$  点（℃）まで10℃/秒以上の平均冷却速度（第2平均冷却速度）で冷却し、 $A_{r3}$  点（℃）から（ $A_{r3}$  点－80℃）まで1～10℃/秒の平均冷却速度（第3平均冷却速度）で冷却し、（ $A_{r3}$  点－80℃）から260℃以下の冷却停止温度まで10℃/秒以上の平均冷却速度（第4平均冷却速度）で冷却する。

[0073] ここで、第2平均冷却速度とは、「（焼鈍温度（℃）－ $A_{r3}$  点（℃））/焼鈍温度から  $A_{r3}$  点までの冷却時間（秒）」である。

また、第3平均冷却速度とは、「（ $A_{r3}$  点（℃）－（ $A_{r3}$  点－80）（℃））/  $A_{r3}$  点（℃）から（ $A_{r3}$  点－80）（℃）までの冷却時間（秒）」である。

また、第4平均冷却速度とは、「（（ $A_{r3}$  点－80）（℃）－260℃以下の冷却停止温度（℃））/（ $A_{r3}$  点－80℃）から260℃以下の冷却停止温度までの冷却時間（秒）」である。

また、 $A_{r3}$  点は、次式によって求めることができる。

$$A_{r3} \text{ 点 (} \text{℃)} = 910 - 310 \times C - 80 \times Mn - 20 \times Cu - 15 \times Cr - 55 \times Ni - 80 \times Mo$$

なお、式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表す。含有しない元素

については、0（ゼロ）として計算する。

[0074] 焼鈍温度から  $A r_3$  点までの平均冷却速度（第2平均冷却速度）が  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  未満であると、 $Fe_{23}(C, B)_6$  が過度に生成し、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、焼鈍温度から  $A r_3$  点までの平均冷却速度は  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上とする。

第2平均冷却速度は、好ましくは  $20^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上であり、より好ましくは  $30^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上である。

第2平均冷却速度は、好ましくは  $150^\circ\text{C}/\text{秒}$  以下であり、より好ましくは  $100^\circ\text{C}/\text{秒}$  以下である。

[0075]  $A r_3$  点から ( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) までの平均冷却速度（第3平均冷却速度）が  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  超では、フェライトが十分に生成せず、耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、 $A r_3$  点から ( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) までの平均冷却速度（第3平均冷却速度）は  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  以下とする。

一方、 $A r_3$  点から ( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) までの平均冷却速度（第3平均冷却速度）が  $1^\circ\text{C}/\text{秒}$  未満では、フェライトが過度に生成するため、 $A r_3$  点から ( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) までの平均冷却速度（第3平均冷却速度）は、 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上とする。第3平均冷却速度は、好ましくは  $3^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上であり、より好ましくは  $5^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上である。

[0076] ( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) から  $260^\circ\text{C}$  以下の冷却停止温度までの平均冷却速度（第4平均冷却速度）が  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  未満であると、ベイナイト、フェライトおよびパーライトが多量に生成し、十分な強度と耐遅れ破壊特性が得られない。したがって、( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) から  $260^\circ\text{C}$  以下の平均冷却速度は  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上とする。第4平均冷却速度は、好ましくは、 $70^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上である。第4平均冷却速度は、より好ましくは  $100^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上であり、さらに好ましくは  $200^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上である。

第4平均冷却速度は、好ましくは  $1000^\circ\text{C}/\text{秒}$  以下であり、より好ましくは  $750^\circ\text{C}/\text{秒}$  以下である。

[0077] また、冷却停止温度が  $260^\circ\text{C}$  を超えると上部・下部ベイナイトが生成し

、残留オーステナイト、フレッシュマルテンサイトが増加し、十分な耐遅れ破壊特性が得られない。したがって、冷却停止温度は $260^{\circ}\text{C}$ 以下とする。冷却停止温度は、好ましくは $250^{\circ}\text{C}$ 以下であり、より好ましくは $240^{\circ}\text{C}$ 以下である。

[0078] 保持温度： $150\sim 260^{\circ}\text{C}$

保持時間： $20\sim 1500$ 秒

マルテンサイト内部に分布する炭化物は、焼き入れ後の低温域保持中に生成する炭化物である。優れた耐遅れ破壊特性と、引張強度 $1470\text{MPa}$ 以上 ( $TS \geq 1470\text{MPa}$ ) を確保できるように、上記炭化物の生成を適正に制御する必要がある。そのためには、 $150\sim 260^{\circ}\text{C}$ の保持温度で、保持時間を $20\sim 1500$ 秒に制御する必要がある。

この保持温度が下限の $150^{\circ}\text{C}$ よりも低温であったり、保持時間が短時間であったりすると、変態相内部の炭化物分布密度が不十分となり、耐遅れ破壊特性が劣化する。

一方、この保持温度が上限の $260^{\circ}\text{C}$ よりも高温では、粒内およびブロック粒界での炭化物の粗大化が顕著になって、耐遅れ破壊特性が劣化するおそれがある。また、保持時間が $1500$ 秒を超えると、粒内およびブロック粒界での炭化物の粗大化が顕著になって、耐遅れ破壊特性が劣化するおそれがある。したがって、本発明では、連続焼鈍において、 $150\sim 260^{\circ}\text{C}$ の保持温度で、 $20\sim 1500$ 秒保持する。

保持温度は、好ましくは $250^{\circ}\text{C}$ 以下であり、より好ましくは $240^{\circ}\text{C}$ 以下である。

保持時間は、好ましくは $50$ 秒以上であり、より好ましくは $100$ 秒以上である。

保持時間は、好ましくは $1300$ 秒以下であり、より好ましくは $1000$ 秒以下である。

[0079] このようにして得られた鋼板に、表面粗度の調整、板形状の平坦化などプレス成形性を安定化させる観点からスキンプラス圧延を施すことができる。そ

の場合は、スキンプス伸長率は0.1%以上とするのが好ましい。また、スキンプス伸長率は1.0%以下とするのが好ましい。この場合、スキンプスロールはダルロールとし、鋼板の粗さRaを0.8 $\mu$ m以上に調整することが形状平坦化の観点からは好ましい。また、鋼板の粗さRaは1.8 $\mu$ m以下に調整することが好ましい。

[0080] また、得られた鋼板に、めっき処理を施してもよい。すなわち、連続焼鈍の後、鋼板表面にめっき処理を行ってもよい。めっき処理を施すことで表面にめっき層を有する鋼板が得られる。

[0081] 以上、本発明によれば、高強度冷延鋼板の耐遅れ破壊特性を大幅に向上させ、高強度鋼板の適用による部品強度の向上や軽量化に貢献する。本発明の鋼板は、板厚は0.5mm以上とすることが好ましい。また、板厚は2.0mm以下とすることが好ましい。

[0082] 次に、本発明の部材およびその製造方法について説明する。

[0083] 本発明の部材は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む。

[0084] 本発明の鋼板は、引張強さが1470MPa以上であり、優れた耐遅れ破壊特性を有している。そのため、本発明の鋼板を用いて得た部材も高強度であり、従来の高強度部材に比べて耐遅れ破壊特性に優れる。また、本発明の部材を用いれば、軽量化が可能である。したがって、本発明の部材は、例えば、車体骨格部品に好適に用いることができる。

[0085] 成形加工は、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、接合加工は、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接や、リベット接合、かしめ接合等を制限なく用いることができる。

## 実施例

[0086] 以下、本発明の実施例を説明する。

表1に示す成分組成の鋼を溶製後、スラブに鑄造した。

このスラブに、表 2 に示す熱処理および圧延を施し板厚 1.4 mm の鋼板を得た。

[0087] 具体的には、各成分組成を有するスラブを、表 2 に示す加熱保持温度で表 2 に示す加熱保持時間で保持した後、表 2 に示す 900~1000℃での滞留時間とし、表 2 に示す仕上げ圧延温度で、熱間仕上げ圧延を行い、表 2 に示す第 1 平均冷却速度で冷却を行い、表 2 に示す巻取り温度で巻取りを行うことで熱延鋼板とした。

その後、該熱延鋼板を表 2 に示す圧下率（冷間圧延圧下率）で冷間圧延することで冷延鋼板とした。

その後、該冷延鋼板を、表 2 に示す平均加熱速度で表 2 に示す焼鈍温度まで加熱し、表 2 に示す均熱時間で保持した後、表 2 に示す冷却条件（第 2 平均冷却速度、第 3 平均冷却速度、第 4 平均冷却速度、冷却停止温度）で 260℃以下まで冷却し、必要に応じて再加熱を行い、表 2 に示す保持温度で表 2 に示す保持時間保持する連続焼鈍を行った。

[0088] また、No. 2 については、得られた鋼板に対して、電気めっきを施し、Znめっき層が形成された鋼板を得た。

[0089]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	B	others			
A	0.29	0.9	0.9	0.007	0.0005	0.068	0.0049	0.0043	-			適合
B	0.33	0.3	1.0	0.004	0.0002	0.084	0.0036	0.0049	-			適合
C	0.34	0.9	1.1	0.008	0.0004	0.044	0.0022	0.0037	Cu:0.15			適合
D	0.34	0.5	1.4	0.005	0.0003	0.074	0.0041	0.0058	Cr:0.15			適合
E	0.30	0.9	0.6	0.009	0.0005	0.055	0.0041	0.0034	Nb:0.020			適合
F	0.31	0.6	0.6	0.007	0.0005	0.037	0.0032	0.0047	Ti:0.020			適合
G	0.27	0.6	1.4	0.004	0.0007	0.047	0.0037	0.0047	Mo:0.050			適合
H	0.18	0.5	1.7	0.004	0.0002	0.069	0.0046	0.0032	V:0.050, Ni:0.15			適合
I	0.38	0.7	0.9	0.006	0.0003	0.079	0.0032	0.0048	Sb:0.010			適合
J	0.29	1.9	1.0	0.009	0.0004	0.043	0.0048	0.0050	Sn:0.012			適合
K	0.31	0.5	3.8	0.007	0.0008	0.086	0.0027	0.0033	As:0.012, W:0.008			適合
L	0.29	0.2	0.6	0.096	0.0005	0.040	0.0036	0.0032	Ta:0.010, REM:0.008			適合
M	0.32	0.7	1.3	0.004	0.0092	0.089	0.0038	0.0044	Ca:0.0080			適合
N	0.31	0.6	0.7	0.004	0.0003	0.450	0.0042	0.0056	Mg:0.0080			適合
O	0.31	0.5	1.3	0.008	0.0003	0.091	0.0095	0.0009	Zn:0.008			適合
P	0.29	0.6	1.6	0.006	0.0006	0.078	0.0038	0.0098	Co:0.008, Zr:0.008			適合
Q	0.13	0.6	1.1	0.005	0.0005	0.046	0.0046	0.0058	-			比較
R	0.46	0.3	0.7	0.005	0.0003	0.100	0.0049	0.0052	-			比較
S	0.30	2.2	0.8	0.004	0.0002	0.075	0.0025	0.0035	-			比較
T	0.33	1.0	4.2	0.003	0.0007	0.095	0.0038	0.0045	-			比較
U	0.32	0.2	1.6	0.003	0.0008	0.510	0.0020	0.0049	-			比較
V	0.32	0.9	0.5	0.005	0.0004	0.094	0.0110	0.0051	-			比較
W	0.26	0.3	0.7	0.002	0.0005	0.061	0.0031	0.0005	-			比較
X	0.35	0.8	1.3	0.004	0.0002	0.041	0.0040	0.0112	-			比較
Y	0.31	0.3	1.4	0.006	0.0002	0.037	0.0035	0.0033	Cu:0.45, Mo:0.080, Ta:0.040, Zr:0.015			適合
Z	0.31	0.4	1.4	0.006	0.0006	0.037	0.0038	0.0032	Cr:0.28, Ni:0.28, Ca:0.0130, W:0.014			適合
AA	0.30	0.3	0.9	0.009	0.0004	0.038	0.0045	0.0059	Nb:0.058, Sb:0.015, Mg:0.0120, REM:0.013			適合
AB	0.32	0.7	0.7	0.004	0.0004	0.064	0.0040	0.0030	Ti:0.055, Sn:0.018, Zn:0.013			適合
AC	0.31	0.4	1.7	0.006	0.0008	0.039	0.0048	0.0051	V:0.091, As:0.018, Co:0.014			適合

・上記以外の残部はFeおよび不可避免的不純物

[0090]

[表2]

鋼板 No.	鋼種	製造方法																	備考	
		熱間圧延					冷間圧延			連続焼鈍										
		加熱保持温度 (°C)	加熱保持時間 (分)	900~1000°Cでの滞留時間 (秒)	FT (°C) (*1)	第1平均冷却速度 (°C/秒) (*2)	巻取温度 (°C)	圧下率 (%)	平均加熱速度 (°C/秒) (*3)	焼鈍温度 (°C)	均熱時間 (秒)	第2平均冷却速度 (°C/秒) (*4)	Ar <sub>3</sub> (°C)	第3平均冷却速度 (°C/秒) (*5)	Ar <sub>3</sub> -80 (°C)	第4平均冷却速度 (°C/秒) (*6)	冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)		保持時間 (秒)
1	A	1277	59	46	873	118	516	47	7.6	880	159	30	748	7	668	354	37	199	331	発明例
2	B	1202	67	91	925	102	556	77	3.6	894	46	43	728	8	648	372	51	233	459	発明例
3	C	1288	70	48	882	143	516	52	3.3	855	247	62	714	9	634	54	75	167	566	発明例
4	D	1283	52	76	892	78	572	40	5.8	836	105	64	690	9	610	256	34	192	338	発明例
5	E	1243	44	86	927	102	540	45	4.3	846	441	77	769	8	689	211	12	187	814	発明例
6	F	1281	50	28	893	118	566	62	6.7	887	490	27	766	9	686	291	63	243	448	発明例
7	G	1263	77	29	927	138	518	45	9.7	859	327	25	710	6	630	741	64	153	657	発明例
8	H	1280	47	74	879	168	555	48	5.3	894	148	56	708	9	628	574	24	172	505	発明例
9	I	1261	67	69	907	140	593	41	4.1	866	333	44	720	10	640	425	55	185	313	発明例
10	J	1275	71	61	904	173	579	60	9.0	856	302	49	740	8	660	536	11	163	654	発明例
11	K	1210	47	81	916	151	514	78	6.5	853	90	46	510	6	430	458	21	226	568	発明例
12	L	1234	65	55	872	132	547	77	9.4	877	335	76	772	8	692	457	65	178	398	発明例
13	M	1279	66	51	897	146	552	73	7.8	883	111	69	707	8	627	422	240	164	483	発明例
14	N	1285	54	67	873	90	530	55	8.0	882	478	48	758	7	678	244	30	159	490	発明例
15	O	1262	44	52	878	126	521	63	7.5	856	56	54	710	6	630	351	13	216	518	発明例
16	P	1218	45	88	912	101	563	74	4.8	870	19	17	692	8	612	107	24	157	880	発明例
17	Q	1261	47	41	908	167	576	62	5.3	870	135	69	762	8	702	87	51	211	331	比較例
18	R	1298	79	94	908	140	588	63	4.6	848	522	17	711	7	631	646	71	153	601	比較例
19	S	1236	42	43	894	85	597	46	3.2	831	126	68	753	8	673	96	80	236	543	比較例
20	T	1263	71	55	853	92	572	44	5.3	834	376	55	472	5	392	263	10	254	502	比較例
21	U	1242	54	31	857	126	503	60	4.4	887	443	56	683	10	603	311	12	226	650	比較例
22	V	1248	73	80	912	133	525	55	3.2	896	417	68	771	9	691	322	33	194	743	比較例
23	W	1205	61	70	914	139	548	77	5.7	853	551	50	773	8	693	514	58	259	703	比較例
24	X	1295	46	54	896	151	546	50	9.8	873	49	21	698	7	618	467	12	252	676	比較例
25	Y	1251	73	36	850	122	594	49	9.7	843	154	73	703	8	623	571	74	151	493	発明例
26	Z	1273	42	53	895	103	567	54	8.6	832	463	42	704	6	624	82	69	217	604	発明例
27	AA	1229	72	88	873	179	550	49	9.2	831	405	61	747	10	667	584	61	197	483	発明例
28	AB	1279	66	54	855	197	546	61	9.7	864	16	12	758	6	678	572	44	231	787	発明例
29	AC	1202	60	36	881	95	532	51	4.2	852	343	50	682	9	602	332	30	160	657	発明例
30	A	1050	58	70	886	175	538	58	4.4	894	296	60	748	8	668	491	61	195	752	比較例
31	A	1229	10	40	929	64	518	69	7.7	851	450	28	748	6	668	174	53	224	650	比較例
32	A	1277	58	160	874	197	513	68	8.7	839	217	56	748	6	668	495	51	165	478	比較例
33	A	1254	41	27	853	32	504	72	4.4	869	493	75	748	9	668	609	34	216	493	比較例
34	A	1270	70	71	893	192	680	71	8.7	897	215	55	748	7	668	691	38	255	868	比較例
35	A	1247	75	41	857	65	514	67	0.5	886	18	43	748	6	668	769	48	246	441	比較例
36	A	1209	79	26	865	166	517	51	6.7	800	103	50	748	7	668	481	35	168	475	比較例
37	A	1274	43	34	898	184	503	60	9.3	960	294	69	748	6	668	79	38	181	769	比較例
38	A	1234	48	76	879	103	598	55	3.9	869	5	40	748	8	668	120	11	239	847	比較例
39	A	1285	61	72	920	132	570	57	8.4	850	800	71	748	6	668	710	38	155	886	比較例
40	A	1255	51	33	922	177	573	62	7.0	868	501	5	748	9	668	504	59	162	417	比較例
41	A	1229	54	73	871	134	560	54	8.8	882	333	71	748	0.4	668	557	52	259	877	比較例
42	A	1269	79	78	926	188	541	78	4.4	891	54	21	748	18	668	610	40	231	373	比較例
43	A	1294	60	53	896	61	544	69	3.7	837	214	52	748	9	668	8	12	210	322	比較例

(\*1) FT: 仕上げ圧延温度  
 (\*2) 第1平均冷却速度: FT~650°Cの平均冷却速度  
 (\*3) 平均加熱速度: 400°C~焼鈍温度の平均加熱速度  
 (\*4) 第2平均冷却速度: 焼鈍温度からAr<sub>3</sub>点までの平均冷却速度  
 (\*5) 第3平均冷却速度: Ar<sub>3</sub>からAr<sub>3</sub>-80°Cまでの平均冷却速度  
 (\*6) 第4平均冷却速度: Ar<sub>3</sub>-80°Cから冷却停止温度までの平均冷却速度

[0091] 得られた鋼板について、先に記した手法にて金属組織の定量化を行い、さらに引張試験、耐遅れ破壊特性評価試験を行った。

具体的には、組織の測定方法は以下の通りに行った。

マルテンサイト、ベイナイト、フェライトの面積率は、鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後ナイタールで腐食し、鋼板表面から1/4厚み位置においてSEMで2000倍の倍率にて、50 μm × 65 μmの範囲で4視野観察し、撮影した組織写真を画像解析して測定した。ここで、マルテンサイト、ベイナイトはSEMでは灰色もしくは白色を呈した組織を指す。ベイナイトは以下の特徴を有する。すなわち、アスペクト比が2.5以

上でプレート状の形態を呈しており、マルテンサイトとくらべるとやや黒色の組織である。上記のプレートの幅は0.3~1.7  $\mu\text{m}$ である。ベイナイトの内部の直径10~200 nmの炭化物の分布密度は0~3個/ $\mu\text{m}^2$ である。一方、フェライトはSEMで黒色のコントラストを呈する領域である。なお、マルテンサイトやベイナイトの内部には微量の炭化物、窒化物、硫化物、酸化物を含むが、これらを除外することは困難なので、これらを含めた領域の面積率をその面積率とした。

[0092] 残留オーステナイト（残留 $\gamma$ ）の測定は、鋼板の表層200  $\mu\text{m}$ をシュウ酸で化学研磨し、板面を対象に、X線回折強度法により求めた。Mo-K $\alpha$ 線によって測定した(200) $\alpha$ 、(211) $\alpha$ 、(220) $\alpha$ 、(200) $\gamma$ 、(220) $\gamma$ 、(311) $\gamma$ 回折面ピークの積分強度より計算した。

[0093] フェライトの平均結晶粒径は、鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後ナイトールで腐食し、鋼板表面から1/4厚み位置においてSEMで2000倍の倍率にて50  $\mu\text{m}$ ×65  $\mu\text{m}$ の範囲で10視野観察し、撮影した組織写真を画像解析して円相当径を求めることで得た。

[0094] 旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率の測定方法は、以下の通りである。

まず、鋼板のL断面をコロイダルシリカ振動研磨で鏡面研磨後、電子線後方散乱回折（EBSD）測定を実施し、鋼板表面から1/4厚み位置において10視野分の局所結晶方位データを得た。このとき、ステップサイズは0.10  $\mu\text{m}$ 、測定領域は50  $\mu\text{m}$ ×50  $\mu\text{m}$ とする。解析ソフト：OIMAN analysis 7を用いて、クリーンアップ処理を行った後、得られた局所方位データを解析し、旧オーステナイト粒界を判定した。

クリーンアップ処理は、CI値が0.2以下のピクセルの方位およびCI値を、隣接するピクセルの内、CI値が最も高いピクセルのものに置換する処理を行った。

具体的には、解析ソフトのNeighbor CI Correlation機能を用いて、パラメーターのMinimum Confidence I

indexを0.2とした条件で、クリーンアップ処理を行った。

Rotation Angleが $20^{\circ}$ 以上、 $50^{\circ}$ 以下の結晶方位差を有する粒界のマップを作成し、これらの界面を旧オーステナイト粒界と判定した。

EBS Dの測定後、鋼板のL断面をナイトールで腐食し、EBS Dと同一の10視野をSEMにて3000倍の倍率で撮影した。同一視野の旧オーステナイトの粒界マップと撮影したSEM像を重ね合わせた際に、旧オーステナイト粒界上に存在するフェライトを判別し、面積率を測定した。

EBS DとSEMで同一視野を観察する手法としては、予め、鋼板の観察位置にビッカース硬度計で圧痕を付けておき、観察位置の目印にした。

[0095] 円相当径500nm以上である析出物の数密度Aは、鋼板のL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を研磨後、鋼板の板厚1/5位置～4/5位置の領域、すなわち鋼板表面より板厚に対して1/5位置から、板厚中央を挟み、4/5位置までの領域において、 $2\text{mm}^2$ の領域を連続してSEMで撮影し、撮影したSEM写真から、このような析出物の個数を計測することで求めた。また、撮影する倍率は2000倍である。また、個々の介在物粒子の成分分析を行う場合は、個々の介在物粒子を10000倍に拡大して、上記の析出物を分析した。ここで、円相当径500nm以上である析出物は $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等のBを含む析出物であり、加速電圧が3kVのエネルギー分散型X線分光法(EDS)による元素分析でBのピークの有無を調べ、Bのピークがあるときは、上記析出物が存在していると評価した。

[0096] 引張試験はコイル幅1/4位置において圧延直角方向が長手方向となるようにJIS5号引張試験片を切り出し、引張試験(JIS Z2241(2022)に準拠)を実施して引張強度TSを評価した。引張強度TSが1470MPa以上であるものを合格とした。

[0097] 耐遅れ破壊特性の評価は次のようにして行った。

得られた鋼板(コイル)の幅方向にコイル幅の1/4位置より圧延直角方向:100mm、圧延方向:30mmとなる短冊試験片を採取して実施した

。長さが100mmとなる長辺側の端面の切り出しはせん断加工とし、せん断加工ままの状態（バリを除去する機械加工を施さずに）、バリが曲げ外周側となるように曲げ加工を施し、その曲げ成形時の試験片形状を維持して、ボルトで試験片を固定した。せん断加工のクリアランスは13%とし、レーキ角は1°とした。曲げ加工は、先端曲げ半径10mmで、曲げ頂点内側の角度が90度（V曲げ）とした。ポンチは、先端半径が上記の先端曲げ半径Rと同じであり、U字形状（先端R部分が半円形状でポンチ胴部の厚さが2R）のものを用い、ダイは、コーナーRが30mmのものを用いた。そして、ポンチが鋼板を押し込む深さを調整し、先端の曲げ角度（曲げ頂点内側の角度）が90度（V字形状）となるように成形した。曲げ成形時の直片部のフランジ端部同士の距離が曲げ成形した時と同じ距離になるように（スプリングバックによる直片部の開口をキャンセルアウトするように）、油圧ジャッキで試験片を挟んで締め込み、その状態でボルト締結した。ボルトはあらかじめ短冊試験片の短辺エッジから10mm内側に設けた楕円形状（短軸10mm、長軸15mm）の穴に通して固定した。得られたボルト締め後の試験片を、0.1質量%のチオシアン酸アンモニウム水溶液と、McIlvaine緩衝液を、質量比として1:1で混合し、pHを8.0に調整した溶液およびpH7.4に調整した溶液のそれぞれに浸漬して耐遅れ破壊特性評価試験を実施した。このとき、溶液の温度は20℃とし、試験片の表面積1cm<sup>3</sup>あたりの液量は20mlとした。48時間経過後に目視で確認できるレベル（長さ1mm以上）の亀裂の有無を確認し、pHを8.0に調整した溶液で亀裂が観察されなかったものは、耐遅れ破壊特性が優れると判断した。また、pHを7.4に調整した溶液で亀裂が観察されなかったものは、特に耐遅れ破壊特性が優れると判断した。表3にpHを8.0に調整した溶液で亀裂が観察されなかったものは「○（合格）」で示し、さらにpHを7.4に調整した溶液でも亀裂が観察されなかったものは「◎（合格）」で示す。

一方、pHを8.0に調整した溶液で亀裂が観察されたものは「×（不合格

)」で示す。

[0098] 得られた鋼板の組織、特性について表3に示す。

[0099] [表3]

No	鋼種	マルテンサイト面積率 (%)	フェライト			残部面積率 (%)	A (個/mm <sup>2</sup> ) (*1)	A / [B] (×10 <sup>5</sup> ) (*2)	TS (MPa)	遅れ破壊	備考
			フェライト面積率 (%)	フェライト平均結晶粒径 (μm)	全フェライトに対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率 (%)						
1	A	90	10	1.3	100	0	2169	5.04	1712	◎	発明例
2	B	92	8	2.8	100	0	2879	5.88	1713	◎	発明例
3	C	93	7	2.2	95	0	1776	4.80	1958	○	発明例
4	D	89	11	1.3	82	0	3534	6.09	1847	◎	発明例
5	E	92	8	1.4	100	0	1479	4.35	1772	◎	発明例
6	F	93	7	3.1	95	0	2603	5.54	1630	◎	発明例
7	G	93	7	2.6	93	0	2413	5.13	1794	◎	発明例
8	H	93	7	2.7	100	0	1695	5.30	1501	◎	発明例
9	I	89	11	3.0	91	0	2589	5.39	1970	○	発明例
10	J	92	8	2.8	100	0	3019	6.04	1753	◎	発明例
11	K	91	9	3.9	100	0	1709	5.18	1670	◎	発明例
12	L	93	7	3.8	98	0	1538	4.81	1785	◎	発明例
13	M	89	11	2.4	98	0	2402	5.46	1897	◎	発明例
14	N	91	9	1.1	100	0	3254	5.81	1903	○	発明例
15	O	89	11	3.5	55	0	515	5.72	1709	◎	発明例
16	P	90	10	2.9	43	0	2252	2.30	1830	○	発明例
17	Q	89	11	1.5	75	0	3492	6.02	1241	◎	比較例
18	R	96	4	1.0	100	0	3146	6.05	2201	×	比較例
19	S	92	8	2.2	100	0	1625	4.64	1606	×	比較例
20	T	97	3	2.0	100	0	2356	5.23	1669	×	比較例
21	U	93	7	4.0	86	0	4350	8.88	1705	×	比較例
22	V	89	11	2.7	98	0	4669	9.15	1794	×	比較例
23	W	88	12	3.9	91	0	317	6.35	1416	×	比較例
24	X	94	6	2.5	100	0	10120	9.04	1698	×	比較例
25	Y	91	9	1.5	100	0	2005	6.01	1676	◎	発明例
26	Z	88	12	2.9	95	0	1563	4.93	1816	◎	発明例
27	AA	90	10	3.8	95	0	2106	3.58	1762	◎	発明例
28	AB	90	10	3.6	96	0	2089	6.87	1777	◎	発明例
29	AC	88	12	1.2	100	0	2193	4.27	1823	○	発明例
30	A	91	9	3.5	100	0	4872	11.33	1725	×	比較例
31	A	92	8	3.0	100	0	4432	10.31	1634	×	比較例
32	A	91	9	2.8	100	0	5004	11.64	1824	×	比較例
33	A	90	10	1.8	100	0	4624	10.75	1652	×	比較例
34	A	89	11	3.7	100	0	4468	10.39	1528	×	比較例
35	A	91	9	1.4	42	0	5381	12.51	1558	×	比較例
36	A	82	18	2.4	28	0	3880	9.02	1786	×	比較例
37	A	92	8	11.0	100	0	3250	7.56	1773	×	比較例
38	A	87	13	3.7	35	0	3788	8.81	1570	×	比較例
39	A	92	8	13.0	100	0	4791	11.14	1855	×	比較例
40	A	89	11	3.9	100	0	3876	9.01	1828	×	比較例
41	A	81	19	1.3	100	0	2239	5.21	1456	×	比較例
42	A	97	3	3.5	100	0	2321	5.40	1788	×	比較例
43	A	56	8	2.1	100	36	2540	5.91	1460	×	比較例

(\*1) A: 円相当径500nm以上の析出物の数密度(個/mm<sup>2</sup>)

(\*2) [B]: B含有量(質量%)

[0100] 本発明の範囲内の鋼板は、高強度であり、耐遅れ破壊特性に優れていた。

本発明の範囲内の鋼板の中でも、耐遅れ破壊特性については、引張強度が

1800MPa以下である鋼板は、評価結果が「◎（合格）」であり、特に優れていた。

また、引張強度が1800MPa超1900MPa以下であっても、全フェライトに対する旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトの面積率が50%以上である鋼板は、耐遅れ破壊特性の評価結果が「◎（合格）」であり、特に優れていた。

一方、比較例では、引張強度および耐遅れ破壊特性の少なくとも1つが十分ではなかった。

[0101] また、本発明例の鋼板を用いて、成形加工を施して得た部材、接合加工を施して得た部材は、本発明例の鋼板が高強度であり、優れた耐遅れ破壊特性を有していることから、本発明例の鋼板と同様に、高強度であり、優れた耐遅れ破壊特性を有することがわかった。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.15%以上0.45%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 4.0%以下、

P : 0.10%以下、

S : 0.01%以下、

sol. Al : 0.50%以下、

N : 0.010%以下、

B : 0.0008%以上0.0100%以下を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

マルテンサイトの組織全体に対する面積率が85%以上95%未満であり、

フェライトの組織全体に対する面積率が5%以上15%以下であり、

フェライトの平均結晶粒径が10 $\mu$ m以下である鋼組織を有し、

円相当径500nm以上である析出物の数密度Aが下記の式(1)を満たす鋼板。

$$A \text{ (個/mm}^2\text{)} \leq 8.5 \times 10^5 \times [B] \quad \dots \text{式 (1)}$$

ここで、[B]はBの含有量(質量%)を表す。

[請求項2]

面積率で、フェライトの50%以上が旧オーステナイト粒界上に析出したフェライトである、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

前記成分組成として、さらに質量%で、

Cu : 1.00%以下、

Cr : 1.00%以下、

Nb : 0.10%以下、

Ti : 0.10%以下、

V : 0.50%以下、

Mo : 0.50%以下、

N i : 1 . 0 0 % 以下、  
S b : 0 . 1 0 % 以下、  
S n : 0 . 1 0 % 以下、  
A s : 0 . 1 0 % 以下、  
T a : 0 . 1 0 % 以下、  
C a : 0 . 0 2 0 % 以下、  
M g : 0 . 0 2 0 % 以下、  
Z n : 0 . 0 2 0 % 以下、  
C o : 0 . 0 2 0 % 以下、  
Z r : 0 . 0 2 0 % 以下、  
W : 0 . 0 2 0 % 以下、  
R E M : 0 . 0 2 0 % 以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 鋼板表面にめっき層を有する、請求項1～3のいずれかに記載の鋼板。

[請求項5] 請求項1～4のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

[請求項6] 請求項1または3に記載の成分組成を有する鋼スラブを、スラブ表面温度で1100℃以上の加熱保持温度で30分以上保持した後、900～1000℃での滞留時間を20秒以上150秒以下とし、仕上げ圧延温度を850℃以上とした条件で熱間仕上げ圧延を行い、前記仕上げ圧延温度から650℃までの範囲における平均冷却速度を40℃/秒以上とする冷却を行い、その後、650℃以下の巻取り温度で巻取ること熱延鋼板とし、該熱延鋼板を40%以上の圧下率で冷間圧延することで冷延鋼板とし、  
焼鈍温度を830～950℃とし、前記冷延鋼板を、400℃から前記焼鈍温度まで1.0℃/秒以上の平均加熱速度で加熱し、前記焼鈍温度で10秒以上600秒以下保持した後、

前記焼鈍温度から  $A r_3$  点まで  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上の平均冷却速度で冷却し、

$A r_3$  点から ( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) まで  $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{秒}$  の平均冷却速度で冷却し、

( $A r_3$  点  $- 80^\circ\text{C}$ ) から  $260^\circ\text{C}$  以下の冷却停止温度まで  $10^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上の平均冷却速度で冷却し、

その後、 $150 \sim 260^\circ\text{C}$  の保持温度で  $20 \sim 1500$  秒保持する連続焼鈍を行う、鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記連続焼鈍の後、鋼板表面にめっき処理を行う、請求項6に記載の鋼板の製造方法。

[請求項8] 請求項1～4のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

**PCT/JP2024/002240**

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>		
<p><i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/06</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/60</i>(2006.01)i  FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
<b>B. FIELDS SEARCHED</b>		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D9/46; C21D8/02		
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 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
<b>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</b>		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2015/151428 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 08 October 2015 (2015-10-08) claims	1-8
A	WO 2018/030501 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 15 February 2018 (2018-02-15) claims	1-8
P, A	WO 2023/008003 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 February 2023 (2023-02-02) claims	1-8
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“D” document cited by the applicant in the international application</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&amp;” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search <b>04 April 2024</b>		Date of mailing of the international search report <b>16 April 2024</b>
Name and mailing address of the ISA/JP <b>Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan</b>		Authorized officer  Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
**Information on patent family members**

International application No. <b>PCT/JP2024/002240</b>
---

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2015/151428 A1	08 October 2015	EP 3128026 A1 claims	
		US 2017/0022582 A1	
		CN 106133173 A	
-----			
WO 2018/030501 A1	15 February 2018	EP 3467135 A1 claims	
		US 2019/0271052 A1	
		CN 109563582 A	
-----			
WO 2023/008003 A1	02 February 2023	CN 117651786 A	
		JP 7226672 B1	
-----			

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00-38/60; C21D9/46; C21D8/02 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 日本国実用新案公報 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024年		
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）		
C. 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
A	WO 2015/151428 A1 (JFEスチール株式会社) 08.10.2015 (2015-10-08) 請求の範囲	1-8
A	WO 2018/030501 A1 (JFEスチール株式会社) 15.02.2018 (2018-02-15) 請求の範囲	1-8
P, A	WO 2023/008003 A1 (JFEスチール株式会社) 02.02.2023 (2023-02-02) 請求の範囲	1-8
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “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 “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） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “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抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “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 “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 “&” 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日	04.04.2024	国際調査報告の発送日 16.04.2024
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官）  鈴木 毅 4K 9154  電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告  
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/002240

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2015/151428	A1	08.10.2015	EP	3128026	A1	
				Claims			
				US	2017/0022582	A1	
				CN	106133173	A	
-----							
WO	2018/030501	A1	15.02.2018	EP	3467135	A1	
				Claims			
				US	2019/0271052	A1	
				CN	109563582	A	
-----							
WO	2023/008003	A1	02.02.2023	CN	117651786	A	
				JP	7226672	B1	
-----							