(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
2018年8月23日(23.08.2018)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2018/151273 A1

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

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2018/005570

(22) 国際出願日：　2018年2月16日(16.02.2018)

(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 2017-027043　2017年2月16日(16.02.2017)　JP

(71) 出願人：新日鐵住金株式会社(**NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION**) [JP/JP]；〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者：豊田 武(**TOYODA, Takeshi**)；〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 岡本 力(**OKAMOTO, Riki**)；〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 杉浦 夏子(**SUGIURA, Natsuko**)；〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 平島 哲矢(**HIRASHIMA, Tetsuya**)；〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人：青 木　篤，外 (**AOKI, Atsushi** et al.)；〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目５番１号 虎ノ門３７森ビル青和特許法律事務所 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).

(54) **Title:** HOT ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称： 熱間圧延鋼板及びその製造方法

(57) **Abstract:** Provided is a hot rolled steel sheet having superior impact characteristics with excellent toughness and little anisotropy. The hot rolled steel sheet is characterized by: including 0.10 – 0.50% C, 0.10 – 3.00% Si, 0.5 – 3.0% Mn, 0.100% or less P, 0.010% or less S, 1.00% or less Al, and 0.010% or less N, with the remainder being Fe and impurities; the metal composition at a position 1/4 of the thickness from the surface in cross-section L including prior austenite grains with an aspect ratio average value of 2.0 or less, average grain size of 0.1 – 3.0 μm and a coefficient of variance, which is standard deviation/average grain size for particle distribution, of 0.40 or greater, and a texture with an x-ray diffraction strength ratio for a {001} <110> orientation for random samples being 2.0 or greater; and having tensile strength of 1180 MPa or greater.

(57) 要約：衝突特性に優れる靭性が良好で、かつ異方性が小さい熱間圧延鋼板を提供する。 質量％で、Ｃ：０．１０％以上、０．５０％以下、Ｓｉ：０．１０％以上、３．００％以下、Ｍｎ：０．５％以上、３．０％以下、Ｐ：０．１００％以下、Ｓ：０．０１０％以下、ＡＩ：１．００％以下、及びＮ：０．０１０％以下を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなり、Ｌ断面において表面から厚みの１／４位置における金属組織が、アスペクト比の平均値が２．０以下、平均粒径が０．１μｍ以上、３．０μｍ以下、及び粒度分布の標準偏差／平均粒径である変動係数が０．４０以上である旧オーステナイト粒、並びにランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞方位のX線回折強度比が２．０以上である集合組織を含み、１１８０ＭＰａ以上の引張強度を有することを特徴とする熱間圧延鋼板。

WO 2018/151273 A1

［続葉有］

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 ： 熱間圧延鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、熱間圧延鋼板（以下、熱延鋼板ともいう）及びその製造方法に関し、特に、靭性の異方性に優れた引張強度１１８０ＭＰａ以上の熱延鋼板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の燃費の向上および衝突安全性の向上を目的に、高強度鋼板の適用による車体軽量化への取り組みが盛んに行われている。しかしながら、鋼板を高強度化すると、一般的に靭性が劣化する。そのため、高強度鋼板の開発において、靭性を劣化させずに高強度化を図ることが重要な課題である。特に、自動車部材へ適用される高強度鋼板においては、衝突特性を確保することが重要となる。ここで、靭性を向上させるためには、低温で圧延し、未再結晶オーステナイトで高い累積ひずみを付与することで靭性を向上させることが一般的に知られている。

[0003] これに対し、特許文献１では、オーステナイトが未再結晶域となる８６０～９６０℃での圧下率と平均ひずみ速度とを適正範囲にすることで、未再結晶オーステナイトから変態する組織の体積率を増加させ、熱間圧延で作りこんだ細粒組織により冷延鋼板の靭性を向上させた冷延鋼板が提案されている。しかしながら、未再結晶オーステナイトでの圧下率を増加させると旧オーステナイト粒のアスペクト比が高くなり、靭性の異方性は強くなるといった問題がある。

[0004] 特許文献２では、仕上温度を高温化し、１０００℃以下の圧下率を高くすることでオーステナイトの再結晶を促進させ、圧延後の冷却までの時間を短くすることで異方性を低減した熱延鋼板が提案されている。しかしながら、１０００℃以下の圧下率を高めて、再結晶を促進させているが、高温で仕上圧延を行うために、スタンド間での再結晶が促進され、最終スタンドでのひ

ずみを高く維持することができない。そのため、再結晶した旧オーステナイト粒は粗大なものしか形成されず、靭性が劣位となる問題がある。

[0005] 特許文献３では、上記に対して８４０℃超の累積圧下率を３０％以上とし、８４０℃以下の圧下率を３０％以上、７５％以下とすることで、旧オーステナイト粒のアスペクト比を抑え、結晶粒径を１０μｍ以上、６０μｍ以下にする熱延鋼板が提案されている。しかしながら、８４０℃以下で圧延をしている際には再結晶は起きず、導入したひずみによる粒成長がおきるため、結晶粒は粗大化する問題がある。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特許第３８５８１４６号公報

特許文献2：特許第５０６８６８８号公報

特許文献3：特許第５５５６９４８号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 近年、自動車のさらなる軽量化への要求が高まっており、高速変形時の吸収エネルギーが高く、自動車部品として衝突特性が良好な、靭性の異方性に優れた高強度鋼板が求められている。

[0008] 本発明は上記の課題に鑑みてなされたものであり、本発明は、これらの特性に優れた高強度鋼板を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0009] 従来、鋼の靭性向上に向けて、未再結晶オーステナイトでの累積圧下率を高め、組織を微細化させるための様々な取り組みがなされている。本発明者らは、未再結晶オーステナイトの圧下率を高めると、組織の異方性が強く、圧延方向と平行に亀裂が伝播する場合の靭性が劣位であることに着目し、鋭意検討した。その結果、高い歪を加えた後に再結晶をさせるといった、従来回避していた再結晶現象に再度着目し、これを利用して、熱延鋼板において

、異方性を改善して靭性を向上できることを見出した。具体的には、連続する４つ以上の複数の熱間圧延スタンドにおいて、複数のスタンドのうち最後の４つのスタンドにおける圧下率を適正化し、４つのスタンドの最終スタンドで再結晶可能な温度とひずみ速度に制御することにより、オーステナイトが微細に再結晶し、組織の異方性がなくなることを確認した。

[0010] 本発明は上記知見に基づいてなされたものであり、本発明の要旨とするところは以下の通りである。

（１）質量％で、

Ｃ：０．１０％以上、０．５０％以下、

Ｓｉ：０．１０％以上、３．００％以下、

Ｍｎ：０．５％以上、３．０％以下、

Ｐ：０．１００％以下、

Ｓ：０．０１０％以下、

Ａｌ：１．００％以下、及び

Ｎ：０．０１０％以下

を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなり、

Ｌ断面において表面から厚みの１／４位置における金属組織が、アスペクト比の平均値が２．０以下、平均粒径が０．１μｍ以上、３．０μｍ以下、及び粒度分布の標準偏差／平均粒径である変動係数が０．４０以上である旧オーステナイト粒、並びにランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞方位のX線回折強度比が２．０以上である集合組織を含み、

１１８０ＭＰａ以上の引張強度

を有することを特徴とする熱間圧延鋼板。

（２）質量％で、

Ｔｉ：０．０２％以上、０．２０％以下、

Ｎｂ：０．００％以上、０．１０％以下、

Ｃａ：０．００００％以上、０．００６０％以下、

Ｍｏ：０．００％以上、０．５０％以下、及び

Ｃｒ：０．０％以上、１．０％以下

からなる群から選択される１種または２種以上をさらに含有することを特徴とする、上記（１）に記載の熱間圧延鋼板。

（３）上記（１）又は（２）に記載の熱間圧延鋼板の製造方法であって、以下に示す工程（ａ）～（ｅ）を含むことを特徴とする熱間圧延鋼板の製造方法：

（ａ）上記（１）又は（２）に記載の成分組成を有するスラブを１１００℃以上、１３５０℃未満に加熱する加熱工程；

（ｂ）前記加熱後のスラブを、４つ以上の複数のスタンドを有する圧延機を用いて圧延する圧延工程であって、前記複数のスタンドのうち最後の４つのスタンドの合計長さが１８ｍ以下であり、前記最後の４つのスタンドの前後での板厚減少が下記の式１を満足する工程

$$1.2 \leqq \ln(t_0/t) \leqq 3.0 \quad \text{（式１）}$$

ここで、t_0は前記最後の４つのスタンドに入る直前の板厚であり、ｔは前記最後の４つのスタンドから出た直後の板厚である；

（ｃ）前記最後の４つのスタンドの最終スタンドにおけるひずみ速度と前記最終スタンドにおける圧延温度とが、下記の式２及び式３を満足する工程

$$11.0 \leqq \log(v \times \exp(33000/(273+T))) \leqq 15.0 \quad \text{（式２）}$$

$$T \geqq Ar_3\text{点} \quad \text{（式３）}$$

ここで、ｖは前記最終スタンドにおけるひずみ速度（／ｓ）であり、Ｔは前記最終スタンドにおける圧延出側温度（℃）である；

（ｄ）前記圧延終了後１．０秒以内に冷却を開始して、仕上圧延温度から７５０℃までの温度範囲を１００℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する冷却工程；及び

（ｅ）前記冷却工程後、巻取りを行う巻取り工程。

発明の効果

[0011] 本発明の上記態様によれば、高速変形時の吸収エネルギーが高く、自動車

部品として衝突特性が良好な、靭性の異方性に優れた高強度の熱延鋼板を提供することができる。この熱延鋼板によれば、自動車などの車体の軽量化、部品の一体成型化、及び加工工程の短縮が可能であり、燃費の向上及び製造コストの低減を図ることができるので、本発明は工業的価値が高い。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明の一実施形態に係る熱延鋼板について、説明する。本実施形態に係る熱延鋼板は、熱間仕上げ圧延中の再結晶と粒成長挙動を制御する。連続するスタンドでひずみ量を調整し、最終スタンドで再結晶に必要な臨界ひずみに到達させることで、微細な再結晶粒を形成し、細かく且つ結晶粒の形状がポリゴナル化した異方性のない組織を作りこむことができる。再結晶した後も、冷却開始時間までの時間を極力短くすることで、再結晶粒の粒成長を抑制する。微細でポリゴナル化したオーステナイト粒を熱間圧延工程で作り込むことによって、靭性に優れた熱延鋼板を得ることができる。また、熱延鋼板を更に加工した冷延鋼板または熱処理用鋼板も、靭性に優れた鋼板となる。具体的には、本実施形態に係る熱延鋼板は、所定の化学組成及び１１８０ＭＰａ以上の引張強度を有し、金属組織が、アスペクト比の平均値が２．０以下、平均粒径が０．１μｍ以上、３．０μｍ以下、及び粒度分布の標準偏差／平均粒径である変動係数が０．４０以上である旧オーステナイト粒、並びにランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞方位のX線回折強度比が２．０以上である集合組織を含む。

[0013] 以下に、本発明の個々の構成要件について、詳細に説明する。まず、本実施形態に係る熱延鋼板の化学組成（化学成分）の限定理由について述べる。成分含有量についての％は質量％を意味する。

[0014] ＜Ｃ：０．１０％以上、０．６０％以下＞

Ｃは鋼板の強度を向上させるために重要な元素である。目的の強度を得るためには、Ｃ含有量を０．１０％以上とする必要がある。Ｃ含有量は好ましくは０．２５％以上である。しかしながら、Ｃ含有量が０．６０％超であると鋼板の靭性が劣化する。そのため、Ｃ含有量を０．６０％以下とする。Ｃ

含有量は好ましくは０．５０％以下である。

[0015] ＜Ｓｉ：０．１０％以上、３．００％以下＞

Ｓｉは鋼板の強度を向上させる効果を有する元素である。この効果を得るため、Ｓｉ含有量を０．１０％以上とする。Ｓｉ含有量は好ましくは０．５０％以上である。一方、Ｓｉ含有量が３．００％超であると、鋼板の靭性が劣化する。そのため、Ｓｉ含有量を３．００％以下とする。Ｓｉ含有量は好ましくは２．５０％以下である。

[0016] ＜Ｍｎ：０．５％以上、３．０％以下＞

Ｍｎは焼入れ性の向上及び固溶強化によって、鋼板の強度を向上させるのに有効な元素である。この効果を得るため、Ｍｎ含有量を０．５％以上とする。Ｍｎ含有量は好ましくは１．０％以上である。一方、Ｍｎ含有量が３．０％超になると靭性の等方性に有害なＭｎＳが生成する。そのため、Ｍｎ含有量を３．０％以下とする。Ｍｎ含有量は好ましくは２．０％以下である。

[0017] ＜Ｐ：０．１００％以下＞

Ｐは不純物であり、Ｐ含有量は低いほど望ましい。すなわち、Ｐ含有量が０．１００％超になると加工性や溶接性の低下が著しくなる上、疲労特性も低下する。そのためＰ含有量を、０．１００％以下に制限する。Ｐ含有量は好ましくは０．０５０％以下である。

[0018] ＜Ｓ：０．０１０％以下＞

Ｓは不純物であり、Ｓ含有量は低いほど望ましい。すなわち、Ｓ含有量が、０．０１０％を超えると靭性の等方性に有害なＭｎＳ等の介在物を生成が顕著になる。そのため、Ｓ含有量を、０．０１０％以下に制限する。特に厳しい低温靭性が要求される場合には、Ｓ含有量を０．００６％以下とすることが好ましい。

[0019] ＜Ａｌ：１．００％以下＞

Ａｌは製鋼プロセスで脱酸するために必要な元素である。しかしながら、Ａｌ含有量が１．００％を超えると、クラスタ状に析出したアルミナが生成し、靭性が劣化する。そのため、Ａｌ含有量を１．００％以下とする。好ま

しくは０．５０％以下である。

[0020] ＜Ｎ：０．０１０％以下＞

Ｎは不純物である。Ｎ含有量が０．０１０％超であると、高温にて粗大なＴｉ窒化物が形成され、鋼板の靭性が劣化する。したがって、Ｎ含有量を０．０１０％以下とする。Ｎ含有量は好ましくは０．００６％以下である。

[0021] 本実施形態に係る熱延鋼板は、上記の化学成分を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなることを基本とする。要求特性を満たすための必須元素ではないが、製造ばらつきを低減させたり、強度をより向上させるために、Ｔｉ、Ｎｂ、Ｃａ、Ｍｏ、及びＣｒからなる群から選択される１種または２種以上を下記の範囲でさらに含有させてもよい。ただし、Ｎｂ、Ｃａ、Ｍｏ、及びＣｒはいずれも要求特性を満たすために必須ではないので、その含有量の下限は０％である。ここで、不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、その他の要因により混入する成分を意味する。Ｎｂ、Ｃａ、Ｍｏ、及びＣｒの含有量が、下記に示した含有量の下限未満であれば、不純物であるとみなすことができ、本実施形態に係る熱延鋼板の効果に実質的な影響がない。

[0022] ＜Ｔｉ：０．０２％以上、０．２０％以下＞

Ｔｉはスタンド間（パス間）でのオーステナイトの再結晶及び粒成長を抑制するために効果的な元素である。スタンド間でのオーステナイトの再結晶を抑制することによって、ひずみをより蓄積させることができる。Ｔｉを０．０２％以上添加することでオーステナイトの再結晶及び粒成長の抑制効果を得ることができる。Ｔｉ含有量は好ましくは０．０８％以上である。一方、Ｔｉ含有量が０．２０％超であると、ＴｉＮを起因とした介在物が生成し、鋼板の靭性が劣化する。そのため、Ｔｉの含有量を０．２０％以下とする。Ｔｉ含有量は好ましくは０．１６％以下である。

[0023] ＜Ｎｂ：０．００％以上、０．１０％以下＞

Ｎｂはスタンド間でのオーステナイトの再結晶及び粒成長を抑制するために効果的な元素である。スタンド間でのオーステナイトの再結晶を抑制する

ことによって、ひずみをより蓄積させることができる。スタンド間でのオーステナイトの再結晶及び粒成長の抑制効果を実質的に得るためには、Ｎｂ含有量を０．０１％以上とすることが好ましい。一方、Ｎｂ含有量が０．１０％超ではその効果は飽和する。そのため、Ｎｂを含有させる場合でも、Ｎｂ含有量の上限を０．１０％とする。Ｎｂ含有量のより好ましい上限は０．０６％以下である。

[0024] ＜Ｃａ：０．００００％以上、０．００６０％以下＞

Ｃａは溶鋼の脱酸時に微細な酸化物を多数分散させ、鋼板の組織を微細化する効果を有する元素である。また、Ｃａは、鋼中のＳを球形のＣａＳとして固定し、ＭｎＳなどの延伸介在物の生成を抑制して靭性の異方性を向上させる元素である。これらの効果を実質的に得るためには、Ｃａ含有量を０．０００５％以上とすることが好ましい。一方、Ｃａ含有量が０．００６０％を超えてもその効果は飽和する。そのため、Ｃａを含有させる場合でも、Ｃａの含有量の上限を０．００６０％とする。Ｃａ含有量のより好ましい上限は０．００４０％である。

[0025] ＜Ｍｏ：０．００％以上、０．５０％以下＞

Ｍｏはフェライトの析出強化に有効な元素である。この効果を実質的に得るためには、Ｍｏ含有量を０．０２％以上とすることが好ましい。Ｍｏ含有量はより好ましくは０．１０％以上である。一方、Ｍｏ含有量が過剰になるとスラブの割れ感受性が高まりスラブの取り扱いが困難になる。そのため、Ｍｏを含有させる場合でも、Ｍｏ含有量の上限を０．５０％とする。Ｍｏ含有量のより好ましい上限は０．３０％である。

[0026] ＜Ｃｒ：０．０％以上、１．０％以下＞

Ｃｒは鋼板の強度を向上させるのに有効な元素である。この効果を実質的に得るためには、Ｃｒ含有量を０．０２％以上とすることが好ましい。Ｃｒ含有量はより好ましくは０．１％以上である。一方、Ｃｒ含有量が過剰になると延性が低下する。そのため、含有させる場合でも、Ｃｒ含有量の上限を１．０％とする。Ｃｒ含有量のより好ましい上限は０．８％である。

[0027] 次に、本実施形態に係る熱延鋼板の組織について説明する。

[0028] 本実施形態に係る熱延鋼板は、旧オーステナイト粒が細かく再結晶した組織を有する。引張強度が１１８０ＭＰａ級以上では、旧オーステナイト粒の平均粒径が靭性に大きく依存することから、変態した組織、つまり鋼板組織については問わない。靭性の絶対値と異方性を低減させるためには単相が好ましく、高強度鋼ではマルテンサイト単相がしばしば用いられる。

[0029] 靭性を向上させるためには、従来から旧オーステナイト組織を細かくすることが有効であることが知られている。その手段として、未再結晶オーステナイトの累積圧下率を高め、扁平組織とすることが一般的である。しかしながら、自動車用鋼板の衝突特性のように複雑な変形を伴う場合では、一方向の靭性が高いだけでは良好な特性を得ることはできず、圧延方向に対する異方性を改善する必要がある。そこで、本発明者は鋭意研究を行い、靭性の亀裂伝播特性は旧オーステナイト組織の形状に大きく依存することを見出し、異方性を低減させるためには、オーステナイトで再結晶させ、ポリゴナル化することが有効であることも見出した。さらには、再結晶を促進させるために熱間圧延温度を高温化すると、結晶粒が粗大化してしまうため、これを抑制するために、熱間圧延の最終スタンドでひずみ速度と圧延温度とを適正範囲とする方法を見出した。この方法により、最終スタンドでのみ再結晶を発現させて、細粒なオーステナイト再結晶組織を得ることができ、１１８０ＭＰａ以上の引張強度を有し且つ優れた靭性を備えた鋼板を得ることが可能となる。

[0030] ＜粒径のアスペクト比の平均値が２．０以下で、平均粒径が０．１μｍ以上、３．０μｍ以下、及び粒度分布の標準偏差／平均粒径である変動係数が０．４０以上である旧オーステナイト粒、並びにランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞のX線回折強度比が２．０以上である集合組織を含む金属組織＞

本実施形態の鋼板のＬ断面において表面から厚みの１／４位置における金属組織は、アスペクト比の平均値が２．０以下、平均粒径が０．１μｍ以上

、３．０μｍ以下、及び粒度分布の標準偏差／平均粒径である変動係数が０．４０以上である旧オーステナイト粒、並びにランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞のX線回折強度比が２．０以上である集合組織を含む。

[0031] 旧オーステナイト粒のアスペクト比は、圧延方向の平均結晶粒径を厚さ方向の平均結晶粒径で除した比である。Ｌ断面とは、板厚方向と圧延方向に平行に鋼板の中心軸を通るように切断した面をいう。

[0032] 旧オーステナイト粒のアスペクト比の平均値が２．０超では、靭性の異方性が生じ、圧延方向に平行な亀裂伝播特性が劣位となる。旧オーステナイト粒のアスペクト比は、蓄積ひずみが不十分であること、圧延温度が低温であること、またはその両方により、オーステナイトの再結晶率が十分に得られない場合に高くなる傾向がある。異方性をより小さくまたは完全になくすために、旧オーステナイト粒のアスペクト比は、好ましくは１．７以下、より好ましくは１．５以下、さらに好ましくは１．３以下、さらにより好ましくは１．１以下、さらにより好ましくは１．０である。

[0033] 旧オーステナイト粒の平均粒径は、円相当直径の平均値である。

[0034] 旧オーステナイト粒の平均粒径が０．１μｍ未満では、鋼板の加工硬化特性が失われるため、熱間圧延後にコイルにする際や、次工程でコイルをほどく際に割れが発生しやすくなる。一方、３．０μｍを超えると、高強度化した鋼板では低温靭性が劣位となる。旧オーステナイト粒の平均粒径は、好ましくは０．５μｍ以上、２．５μｍ以下、より好ましくは０．７μｍ以上、２．４μｍ以下、さらに好ましくは１．０μｍ以上、２．３μｍ以下である。

[0035] 変動係数は、旧オーステナイト粒の粒径の「標準偏差」／「平均粒径」で算出される。熱間圧延中に高いひずみが加えられて再結晶が発現すると、再結晶直後の結晶粒と再結晶後に成長した結晶粒とが混在する。そのため、旧オーステナイト粒の粒径の標準偏差が大きくなり、変動係数が大きくなる。細粒領域によって亀裂の伝播が抑制されるため、細粒且つ変動係数が高いほど鋼板の靭性は向上する。変動係数が０．４０以上で優れた靭性が得られる

。変動係数は、好ましくは０．４５以上、より好ましくは０．５０以上、さらに好ましくは０．５５以上である。変動係数の上限は特に限定されるものではないが、例えば０．８０にしてもよい。

[0036] 鋼板のＬ断面であって鋼板の表面から厚みの１／４位置を鏡面研磨した後に、３％ナイタール（３％硝酸－エタノール溶液）で腐食し、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）でミクロ組織を観察して、旧オーステナイト粒のアスペクト比、平均粒径、及び粒度分布の標準偏差を測定することができる。具体的には、１視野に結晶粒が約１００００個観察される範囲をＳＥＭ観察により撮像して、画像解析ソフトウェア（ＷｉｎＲＯＯＦ）を用いて画像解析を行い、旧オーステナイト粒の平均粒径、アスペクト比の平均値、及び粒度分布の標準偏差を算出することができる。

[0037] 本実施形態の鋼板のＬ断面において表面から厚みの１／４位置における金属組織はまた、ランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞方位のＸ線回折強度比（以下、Ｘ線ランダム強度比ともいう）が２．０以上である集合組織を含む。

[0038] 圧延面に垂直で圧延方向と平行な｛００１｝＜１１０＞方位のＸ線ランダム強度比が大きいほど、圧延方向及びその垂直方向の靭性に与える結晶方位の影響が小さくなるため、Ｌ方向及びＣ方向の異方性が低減する。ランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞方位のＸ線ランダム強度比は、好ましくは３．０以上、より好ましくは４．０以上である。

[0039] Ｘ線ランダム強度比は、Ｘ線回折測定において、ランダムな方位分布を持つ粉末試料のＸ線強度に対する、測定対象である熱延鋼板試料のＸ線強度の強度比であり、適切なＸ線管球を用いたディフラクトメーター法を用いてα｛００２｝面のＸ線回折強度測定を行い、ランダムサンプルの回折強度との比較により測定される。

[0040] Ｘ線回折による測定が困難な場合には、ＥＢＳＤ（Electron Back Scattering Diffraction Pattern）法を用いて、ピクセルの測定間隔が平均粒径の１／５以下で、結晶粒が５０００個以上測定できる領域で測定し、極点図また

はＯＤＦ（Orientation Distribution Function)の分布からＸ線ランダム強度比を測定してもよい。

[0041] ＜引張強度が１１８０ＭＰａ以上＞

本実施形態に係る熱延鋼板は、自動車等の衝突安全性の向上または車体軽量化への適用を想定し、引張強度を１１８０ＭＰａ以上とする。引張強度の上限は特に設けないが、靭性の評価を行った２０００ＭＰａ以下であることが好ましい。

[0042] 次に、本実施形態に係る熱延鋼板の製造方法について説明する。

[0043] 本実施形態に係る熱延鋼板の製造方法は、以下の（ａ）～（ｅ）の工程を含む：

（ａ）上述した成分組成を有するスラブを１１００℃以上、１３５０℃未満に加熱する加熱工程；

（ｂ）加熱後のスラブを、４つ以上の複数のスタンドを有する圧延機を用いて圧延する圧延工程であって、複数のスタンドのうち最後の４つのスタンドの合計長さが１８ｍ以下であり、最後の４つのスタンドの前後での板厚減少が下記の式１を満足する工程

$$1.2 \leqq \ln(t_0/t) \leqq 3.0 \quad \text{（式１）}$$

ここで、t_0は最後の４つのスタンドに入る直前の板厚であり、ｔは最後の４つのスタンドから出た直後の板厚である；

（ｃ）最後の４つのスタンドの最終スタンドにおけるひずみ速度と最終スタンドにおける圧延温度とが、下記の式２及び式３を満足する工程

$$11.0 \leqq \log(v \times \exp(33000/(273+T))) \leqq 15.0 \quad \text{（式２）}$$

$$T \geqq Ar_3\text{点} \quad \text{（式３）}$$

ここで、ｖは最終スタンドにおけるひずみ速度（／ｓ）であり、Ｔは最終スタンドにおける圧延出側温度（℃）である；

（ｄ）圧延終了後１．０秒以内に冷却を開始して、仕上圧延温度から７５０℃までの温度範囲を１００℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する冷却工程

；及び

（ｅ）冷却工程後、巻取りを行う巻取り工程。

以下、各工程について説明する。

[0044] ＜加熱工程＞

熱延（熱間圧延）の前に、スラブに対して加熱を行う。連続鋳造等によって得られた本実施形態に係る熱延鋼板と同じ化学組成を有するスラブを加熱する際、加熱の温度が、１１００℃未満では、スラブの均質化が不十分となる。この場合、得られる鋼板の強度や加工性が低下する。一方で、加熱温度が１３５０℃以上になると、初期のオーステナイト粒径が大きくなり、旧オーステナイト粒の平均粒径が３．０μｍ以下になるように鋼板の組織を作りこむことが困難となる。そのため、加熱温度を、１１００℃以上、１３５０℃未満とする。

[0045] ＜圧延工程＞

圧延工程では、４つ以上の複数のスタンドを有する圧延機を用いて連続的に鋼板を圧延するタンデム圧延において、前記複数のスタンドのうち、最後の４つのスタンドの総距離と、前記４つのスタンドで圧延する累積ひずみ（板厚減少）と、最終スタンドにおける圧延温度及びひずみ速度とを制御することが重要である。圧延機はタンデム圧延となるため、後端の４つの連続する圧延スタンドでのひずみが適正範囲であればひずみは累積される。また、最終スタンドでは、ひずみ速度と圧延温度とを適正化することによって、累積されたひずみによってオーステナイトで再結晶させることができる。通常、熱間圧延の仕上げスタンドは６段または７段が主流である。もちろん、この段数には限らないが、本発明では、その複数のスタンドの内、最後の４段の圧延を制御してひずみ量やひずみ速度を適正範囲にする。

[0046] 具体的には、前記４つ以上の複数のスタンドを、最後の４つのスタンドの合計長さが１８ｍ以下であるように配置する。鋼板は連結されたタンデム圧延されるため、前記４つ以上のスタンドのうち最終スタンドにおけるひずみ速度が適正化されていれば、最後の４つのスタンドの間のパス間時間（３つ

）を、ひずみを累積できる圧延速度と圧下率に調整することができる。すなわち、最終スタンド出側の圧延速度及び圧下率が決まれば、その前のスタンドの圧延速度が決まる。例えば、最終１つ前のスタンドの圧延速度＝最終スタンドの圧延速度×（１－最終スタンドの圧下率）である。また、パス間時間＝パス間距離／最終１つ前のスタンドの圧延速度である。したがって、パス間距離と累積する真ひずみ（板厚減）とから、すべてのスタンドのパス間時間とひずみ速度を求めることができる。最後の４つのスタンドの合計長さが１８ｍ超ではパス間時間が長くなるため、再結晶に必要なひずみを累積することができず、旧オーステナイト粒のアスペクト比は大きくなり、Ｘ線ランダム強度比は小さなる。最後の４つのスタンドの合計長さの下限値は、パス間の制御を容易に行う観点で、好ましくは１０ｍ以上である。

[0047] 最後の４つのスタンドでは、下記式１のひずみを付与する。

$$1.2 \leqq \ln(t_0/t) \leqq 3.0 \quad \text{（式１）}$$

ここで、$\ln(t_0/t)$は板厚減を累積する真ひずみ（対数ひずみ）を表し、t_0は最後の４つのスタンドに入る直前の板厚、ｔは最後の４つのスタンドから出た直後の板厚である。$\ln(t_0/t)$の値が１．２未満では、最終スタンドで再結晶に必要なひずみが付与されず、旧オーステナイトのアスペクト比が大きくなる。$\ln(t_0/t)$の値が３．０超では、板厚減が大きすぎてパス間時間が長くなってしまうため、最終スタンドで十分なひずみが付与されず、再結晶することができなくなり、旧オーステナイトのアスペクト比が大きくなる。

[0048] 最後の４つのスタンドの最終スタンドでは、下記式２及び式３を満足するひずみ速度と圧延温度とで圧延を行う。

$$11.0 \leqq \log(v \times \exp(33000/(273+T))) \leqq 15.0 \quad \text{（式２）}$$

$$T \geqq Ar_3\text{点} \quad \text{（式３）}$$

ここで、ｖは最終スタンドにおけるひずみ速度（／ｓ）であり、Ｔは最終スタンドにおける圧延出側温度（℃）である。式２は、ひずみ速度と温度の

関数であるＺｅｎｅｒ－Ｈｏｌｌｏｍｏｎ因子（Ｚ因子）：

$$Z=\dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)$$

（$\dot{\varepsilon}$：ひずみ速度、Ｔ：温度、Ｑ：見かけの活性化エネルギー、Ｒ：気体定数）

に基づいて導出した。ｌｏｇ（ｖ×ｅｘｐ（３３０００／（２７３＋Ｔ））の値が１１．０未満では、ひずみ速度が遅いか圧延温度が高いかまたはその両方ために、得られる旧オーステナイト粒の平均粒径が粗大化する。ｌｏｇ（ｖ×ｅｘｐ（３３０００／（２７３＋Ｔ））の値が１５．０超では、ひずみ速度が速いか圧延温度が低いかまたはその両方のために、オーステナイトが再結晶できず、アスペクト比が大きくなり、Ｘ線ランダム強度比は小さくなる。また、ひずみ速度はオーステナイトの再結晶粒の成長時間にも影響する。すなわち、ひずみ速度が遅いほど再結晶粒径の標準偏差は大きくなる。一方で、ひずみ速度が速すぎると熱間仕上げ圧延中の再結晶に必要な時間が確保できなくなるため、再結晶を起こさなくなる。なお、ひずみ速度と圧延温度との関係は上記式２を満足していれば、それぞれの値に制約はない。ただし、旧オーステナイト粒径のアスペクト比を所定の範囲に入れるためには、オーステナイト単相で再結晶させる必要がある。フェライトが圧延中に発生すると、フェライトによりオーステナイトの再結晶が抑制され、結晶粒径が扁平になるため、圧延出側はオーステナイト単相で行うことが必須である。最後の４つのスタンドの最終スタンドでは、式２を満たし、且つ式３を満たす必要がある。Ｔは最終スタンドにおける圧延出側温度であり、本実施形態に係る熱延鋼板の製造方法においてＴが$Ａｒ_3$点以上であることにより、１１８０ＭＰａ以上の引張強度を得ることができる。$Ａｒ_3$点は以下の式：

$$Ａｒ_3＝９０１－３２５×Ｃ＋３３×Ｓｉ－９２×Ｍｎ＋２８７×Ｐ$$

により算出される。

[0049] ＜冷却工程＞

圧延終了後は、圧延によって作り込んだ再結晶オーステナイト組織を微細に保つため、１．０秒以内に冷却を開始し、仕上圧延温度から７５０℃まで

の温度範囲を１００℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する。冷却開始時間が１．０秒超では、再結晶が発現してから冷却開始まで時間がかかるため、オストワルド成長により細粒領域が粗大粒に吸収されて旧オーステナイト粒が大きくなり、変動係数が小さくなり、靭性が低下する。冷却速度が１００℃／ｓ未満では、冷却中にもオーステナイトの粒成長が起こり、旧オーステナイト粒の平均粒径が粗大化し、変動係数は小さくなる。７５０℃未満の冷却速度は、オーステナイト粒径への影響が小さいため、目的の熱延組織を得るための冷却速度を自由に選択できる。

[0050] 冷却速度の上限は、特に限定されないが、設備制約等を考慮し、また、板厚方向の組織分布をより均一にするため、６００℃／ｓ以下であることが好ましい。冷却停止温度は旧オーステナイト粒径を細粒により安定して維持するため、５５０℃以下まで冷却することが好ましい。

[0051] ＜巻取り工程＞

冷却工程で作り込んだオーステナイト組織から変態した組織には制約がない。熱間圧延したまま熱延鋼板を製品にする場合は、１１８０ＭＰａ以上の引張強度をより安定して確保するため、５５０℃未満で巻取ることが好ましい。次工程で冷間圧延を行う場合は、冷間圧延時の負荷を下げるために５５０℃以上、７５０℃未満で巻取り、軟質化することが好ましい。

[0052] （その他の工程）

本実施形態の熱延鋼板は、酸洗、冷延、及びその後の加工は必須ではないが、作製した熱延鋼板を、酸洗、冷延してもよい。

[0053] 例えば、熱延鋼板の表面のスケールを除去するために、酸洗処理を施し、冷延工程を施して鋼板の板厚を調整してもよい。冷延工程の条件は特に限定されないが、加工性、板厚精度の観点で、冷間圧延率が３０％以上、８０％以下が好ましい。冷間圧延率を８０％以下にすることにより鋼板エッジの割れや、加工硬化による過度な強度上昇を抑制するおｋとができる。

[0054] 冷延鋼板を焼鈍してもよい。熱間圧延で作りこんだオーステナイト粒径が粗大化することを抑制するため、焼鈍の最高温度は９００℃以下であること

が好ましい。一方、再結晶による圧延組織の作りこみに長時間かかることを防止する生産性の観点から、５００℃以上が好ましい。焼鈍後に、形状矯正や表面粗さ調整を目的とした調質圧延を施してもよい。調質圧延では、圧延加工組織を残さないように、圧下率を１．０％以下とすることが好ましい。

[0055] 熱延鋼板は、表面の耐食性向上のために、電気メッキ、溶融めっき、または合金化溶融めっきを施してもよい。めっき工程において、熱を付与する場合は、熱延工程で作りこんだオーステナイト粒径が粗大化することを抑制するために、９００℃以下であることが好ましい。めっき後は、形状矯正や粗度調整を目的とした調質圧延をさらに施してもよい。調質圧延工程では、圧延加工組織を残さないように、圧下率を１．０％以下とすることが好ましい。熱延鋼板を冷延した場合、冷延鋼板に、上記の電気メッキ、溶融めっき、または合金化溶融めっき、及び調質圧延を行ってもよい。

実施例

[0056] 以下、本発明の熱延鋼板について、実施例を挙げて具体的に説明する。ただし、実施例における条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、下記実施例に限定されるものではない。本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能である。よって、本発明は、種々の条件を採用し得、それらは何れも本発明の技術的特徴に含まれる。

[0057] 表１に示す化学組成及びAr_3点を有する鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造にて厚み２３０ｍｍのスラブとした。その後、スラブを１２００℃～１２５０℃の温度に加熱し、粗圧延を行った後、表２に示す加熱温度、仕上温度、冷却速度、及び巻取り温度で、加熱、仕上圧延、冷却、及び巻取りを行い、熱延鋼板を製造した。

[0058] 表２にはまた、用いた鋼種成分、仕上圧延条件、及び鋼板の板厚を示す。表２において、「ひずみ速度」は連続する仕上圧延スタンドの最終スタンドでのひずみ速度、「入厚」は４つ以上の複数のスタンドが連続する仕上圧延

機において、最後の４つのスタンドに入る直前の入側厚み、「出厚」は最後の４つのスタンドから出た直後の出側厚み、「スタンド長」は、複数のスタンドのうち最後の４つのスタンドの合計長さ、「開始時間」は最終スタンドの仕上圧延終了から冷却開始までの時間、「冷却速度」は仕上圧延温度から７５０℃までの平均冷却速度、及び「巻取温度」は冷却終了後の巻取り温度である。

[0059]

[表1]

表1

鋼種	母材成分（質量%）												Ar_3（℃）
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Ca	Mo	Cr	
A	0.12	1.20	1.2	0.015	0.002	0.01	0.003	–	–	–	–	–	796
B	0.12	1.20	1.6	0.014	0.003	0.01	0.003	0.11	–	0.0020	–	0.30	758
C	0.15	0.30	0.6	0.014	0.003	0.03	0.002	–	0.020	–	0.30	–	811
D	0.15	2.00	1.8	0.015	0.001	0.03	0.002	–	0.015	–	–	–	757
E	0.20	2.00	1.3	0.015	0.001	0.30	0.004	0.02	–	0.0030	–	0.55	787
F	0.20	1.80	0.7	0.014	0.003	0.30	0.004	0.12	0.035	–	–	–	835
G	0.40	0.30	2.0	0.013	0.006	0.10	0.002	–	0.010	–	–	0.10	601
H	0.40	1.50	2.5	0.015	0.005	0.10	0.002	0.02	–	0.0010	0.20	0.67	595
I	0.30	1.30	0.8	0.015	0.003	0.01	0.002	–	–	–	–	–	777
J	0.17	0.21	0.8	0.014	0.002	0.01	0.002	–	–	–	–	–	785

[0060]

[表2]

表2

番号	成分	加熱温度	仕上温度	ひずみ速度	入厚	出厚	式1	式2	スタンド長	開始時間	冷却速度	巻取温度	旧γ粒径	変動係数	アスペクト比	X線ランダム強度比	引張強度	遷移温度	異方性	備考
		℃	℃	/s	mm	mm			m	s	℃/s	℃	μm				MPa	℃		
1	A	1200	888	200	40	3.0	2.6	14.6	15.0	0.2	150	283	1.3	0.47	1.8	4.0	1324	-87	0.68	本発明例
2	A	1200	914	200	20	5.0	1.4	14.4	15.0	0.1	196	350	1.7	0.63	1.3	6.8	1673	-97	0.85	本発明例
3	A	1200	1067	5	40	5.0	2.1	11.4	15.0	1.0	167	369	1.1	0.57	1.5	5.5	1288	-72	0.79	本発明例
4	A	1250	904	120	40	3.5	2.4	14.3	15.0	1.0	138	299	2.4	0.47	1.2	3.2	1435	-92	0.81	本発明例
5	A	1200	982	12	40	6.0	1.9	12.5	16.5	0.6	188	198	1.0	0.49	1.1	4.3	1636	-72	0.80	本発明例
6	B	1200	930	120	20	10.0	0.7	14.0	16.5	0.3	109	25	1.1	0.48	2.5	4.8	1494	-58	0.57	比較例
7	B	1150	896	150	40	6.5	1.8	14.4	14.0	0.5	188	161	2.4	0.41	1.7	5.0	1699	-100	0.73	本発明例
8	B	1250	890	150	60	3.0	3.0	14.5	14.0	0.2	169	616	1.6	0.52	1.9	5.9	1653	-74	0.66	本発明例
9	B	1200	894	100	60	3.0	3.0	14.3	14.0	0.7	122	301	1.1	0.49	1.1	3.8	1233	-81	0.86	本発明例
10	C	1250	1020	10	60	3.6	2.8	12.1	14.0	0.3	129	535	2.0	0.62	1.7	5.9	1464	-50	0.74	本発明例
11	C	1250	970	120	60	3.2	2.9	13.6	12.0	0.1	165	160	1.1	0.46	1.8	6.5	1337	-76	0.74	本発明例
12	C	1200	907	120	60	4.2	2.7	14.2	12.0	0.2	158	324	2.4	0.54	1.7	4.8	1692	-77	0.74	本発明例
13	C	1200	887	120	20	2.0	2.3	14.4	12.0	0.7	141	72	2.4	0.44	1.4	6.3	1322	-101	0.75	本発明例
14	C	1150	1012	1	20	2.0	2.3	11.2	12.0	0.7	284	501	0.7	0.49	1.1	4.1	1411	-70	0.94	本発明例
15	D	1200	902	250	30	1.0	3.4	14.6	12.0	0.1	202	264	1.2	0.58	3.5	5.2	1363	-55	0.42	比較例
16	D	1250	939	250	15	1.2	2.5	14.2	16.5	0.6	158	247	1.6	0.65	1.7	3.5	1441	-100	0.68	本発明例
17	D	1200	800	50	20	1.2	2.8	15.1	16.5	0.1	195	379	1.2	0.58	2.2	1.8	1626	-91	0.48	比較例
18	D	1200	881	40	5	0.8	1.8	14.0	10.0	0.3	167	513	1.1	0.47	1.1	3.8	1198	-86	0.92	本発明例
19	E	1150	904	60	100	10.0	2.3	14.0	10.0	0.6	344	606	1.2	0.52	1.1	5.3	1234	-99	0.82	本発明例
20	E	1250	927	20	100	16.0	1.8	13.2	10.0	0.1	153	271	1.1	0.47	1.8	3.8	1628	-72	0.71	本発明例
21	E	1200	884	250	100	8.0	2.5	14.8	10.0	0.2	135	495	2.1	0.45	1.2	6.0	1369	-83	0.82	本発明例
22	E	1200	1050	250	100	12.0	2.1	13.2	10.0	0.9	194	348	2.2	0.51	1.1	5.6	1626	-110	0.92	本発明例
23	F	1250	889	120	150	16.0	2.2	14.4	10.0	0.6	215	459	2.4	0.61	1.8	6.9	1231	-69	0.75	本発明例
24	F	1150	1120	1	150	20.0	2.0	10.3	10.0	0.9	106	676	5.2	0.56	1.3	6.4	1401	-42	0.76	比較例
25	F	1250	900	120	150	20.0	2.0	14.3	11.0	0.8	126	259	1.2	0.49	2.0	5.7	1381	-82	0.65	本発明例
26	F	1200	924	280	150	16.0	2.2	14.4	15.0	0.6	192	116	1.7	0.68	1.3	3.6	1505	-98	0.87	本発明例
27	G	1250	892	300	100	22.0	1.5	14.8	15.0	0.3	100	100	2.5	0.52	1.4	3.4	1268	-71	0.76	本発明例
28	G	1250	912	280	60	6.0	2.3	14.5	15.0	2.3	135	245	8.2	0.18	1.1	3.8	1211	-25	0.92	比較例
29	G	1200	1080	10	60	3.0	3.0	11.6	15.0	0.3	134	124	0.7	0.52	1.3	6.6	1356	-72	0.76	本発明例
30	G	1200	889	320	30	2.0	2.7	14.8	15.0	0.5	172	611	1.3	0.60	1.3	4.7	1487	-78	0.84	本発明例
31	G	1250	912	320	9	1.0	2.2	14.6	16.5	0.2	185	573	1.2	0.52	1.7	4.0	1359	-87	0.72	本発明例
32	H	1200	902	15	3	0.8	1.3	13.4	20.0	0.2	124	262	2.2	0.45	2.9	1.5	1190	-101	0.52	比較例
33	I	1250	885	15	30	1.5	3.0	13.6	16.5	0.4	188	309	1.9	0.57	1.6	6.4	1314	-61	0.77	本発明例
34	J	1200	679	20	32	12	1.0	16.4	16.5	0.3	102	550	4.2	0.61	2.5	1.7	530	-53	0.38	比較例
35	J	1230	910	130	9	3	1.1	14.2	20.0	0.3	400	640	5.2	0.72	3.2	1.3	1182	-62	0.42	比較例

[0061] このようにして得られた鋼板について、鋼板のＬ断面において表面から板厚の１／４の位置を鏡面研磨した後に、３％ナイタール（３％硝酸－エタノ

ール溶液）で腐食し、１視野に結晶粒が約１００００個観察される範囲をＳＥＭ観察により撮像して、画像解析ソフトウェア（ＷｉｎＲＯＯＦ）を用いて画像解析を行い、旧オーステナイト粒の平均粒径、粒度分布の標準偏差、及びアスペクト比の平均値を算出した。粒度分布の標準偏差を平均粒径で除して変動係数を算出した。

[0062] 本実施形態の鋼板のＬ断面において表面から厚みの１／４位置における中央部において、ＥＢＳＤ(Electron Back Scattering Diffraction Pattern)法を用いて、ピクセルの測定間隔が平均粒径の１／５以下で、結晶粒が５０００個以上測定できる領域で、極点図またはＯＤＦ(Orientation Distribution Function)の分布から、｛００１｝＜１１０＞方位のＸ線ランダム強度比を測定した。

[0063] 鋼板の引張試験については、鋼板の圧延幅方向（Ｃ方向）にＪＩＳ５号試験片を採取し、ＪＩＳＺ２２４１に準じて、引張強度：ＴＳ（ＭＰａ）を評価した。

[0064] 鋼板の靭性評価として延性脆性遷移温度を測定した。延性脆性遷移温度の測定は、ＪＩＳＺ２２４２で規定する２．５ｍｍサブサイズのＶノッチ試験片で、Ｃ方向ノッチのシャルピー衝撃試験を行い、脆性破面率が５０％となる温度を延性脆性遷移温度とした。また、鋼板の最終板厚が２．５ｍｍ未満のものについては全厚で測定した。延性脆性遷移温度が－５０℃以下であれば合格とした。異方性については、Ｃ方向ノッチとＬ方向ノッチの吸収エネルギーを－６０℃で測定し、その比（Ｌ方向／Ｃ方向）を算出し、０．６以上、１．０以下であれば、異方性に優れるとした。

[0065] 表２に、旧オーステナイト粒径（旧γ粒径）、旧オーステナイト粒の変動係数、旧オーステナイト粒のアスペクト比、｛００１｝＜１１０＞方位のＸ線ランダム強度比、引張強度、延性脆性遷移温度、及び異方性の測定結果を示す。表２に示すように、本発明例は引張強度が１１８０ＭＰａ以上で、遷移温度が－５０℃以下であり、強度と靭性に優れていた。

[0066] これに対して、試験番号６では式１の値が１．２未満となり、最後の４つ

のスタンドでの累計ひずみが不足したためにオーステナイトが再結晶できず、アスペクト比が２．０超となった。そのため、異方性が０．６未満となっている。

[0067] 試験番号１５では、式１の値が３．０超となり、最後の４つのスタンドでの板厚減が大き過ぎ、パス間時間が長くなったため、再結晶に必要なひずみが付与できず、アスペクト比が２．０超と高く、異方性が０．６未満となっている。

[0068] 試験番号１７では、圧延仕上温度が低めであり式２の値が１５．０を超えており、オーステナイトが再結晶できなかったために、アスペクト比が高くＸ線ランダム強度比が小さく（集合組織の集積度が低く）、異方性が０．６未満となっている。

[0069] 試験番号２４では、圧延仕上温度が高くひずみ速度が遅いために式２の値が１１．０未満となっており、オーステナイト粒の平均粒径が粗大化したため、遷移温度が－５０℃超であり、靭性が劣位である。

[0070] 試験番号２８では、冷却開始時間が１．０秒超と長く、再結晶が発現してから冷却開始まで時間がたっているため、オストワルド成長により細粒領域が粗大粒に吸収されて旧オーステナイト粒が大きくなり、変動係数も小さいために、靭性が劣位である。

[0071] 試験番号３２では、最後の４つのスタンドのスタンド長が１８ｍ超であり、パス間時間が長く、再結晶に必要なひずみが蓄積できなかったために、アスペクト比が大きくＸ線ランダム強度比が小さく（集合組織の集積度が低く）、異方性が０．６未満となっている。

[0072] 試験番号３４では、仕上げ温度が表１に記載のAr_3点を下回っているため引張強度が低くなった。さらには、最後の４つのスタンドでの累計ひずみが小さく式１の値が１．２未満であり、さらには圧延仕上温度が低く式２の値が１５．０を超えており、アスペクト比が大きくＸ線ランダム強度比が小さく（集合組織の集積度が低く）、異方性が０．６未満となっている。

[0073] 試験番号３５では、最後の４つのスタンドでの累計ひずみが小さく式１の

値が１．２未満であり、さらには最後の４つのスタンドのスタンド長が１８ｍを超えており、アスペクト比が大きくＸ線ランダム強度比が小さく（集合組織の集積度が低く）なった。そのため、異方性が０．６未満となっている。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．１０％以上、０．５０％以下、

Ｓｉ：０．１０％以上、３．００％以下、

Ｍｎ：０．５％以上、３．０％以下、

Ｐ：０．１００％以下、

Ｓ：０．０１０％以下、

Ａｌ：１．００％以下、及び

Ｎ：０．０１０％以下

を含有し、残部がＦｅおよび不純物からなり、

Ｌ断面において表面から厚みの１／４位置における金属組織が、アスペクト比の平均値が２．０以下、平均粒径が０．１μｍ以上、３．０μｍ以下、及び粒度分布の標準偏差／平均粒径である変動係数が０．４０以上である旧オーステナイト粒、並びにランダム試料に対する｛００１｝＜１１０＞方位のX線回折強度比が２．０以上である集合組織を含み、

１１８０ＭＰａ以上の引張強度

を有することを特徴とする熱間圧延鋼板。

[請求項2] 質量％で、

Ｔｉ：０．０２％以上、０．２０％以下、

Ｎｂ：０．００％以上、０．１０％以下、

Ｃａ：０．０００％以上、０．００６０％以下、

Ｍｏ：０．００％以上、０．５０％以下、及び

Ｃｒ：０．０％以上、１．０％以下

からなる群から選択される１種または２種以上をさらに含有することを特徴とする、請求項１に記載の熱間圧延鋼板。

[請求項3] 請求項１又は２に記載の熱間圧延鋼板の製造方法であって、以下に示す工程（ａ）～（ｅ）を含むことを特徴とする熱間圧延鋼板の製造

方法：

（ａ）請求項１または２に記載の成分組成を有するスラブを１１００℃以上、１３５０℃未満に加熱する加熱工程；

（ｂ）前記加熱後のスラブを、４つ以上の複数のスタンドを有する圧延機を用いて圧延する圧延工程であって、前記複数のスタンドのうち最後の４つのスタンドの合計長さが１８ｍ以下であり、前記最後の４つのスタンドの前後での板厚減少が下記の式１を満足する工程

１．２≦ｌｎ（ｔ$_0$／ｔ）≦３．０　（式１）

ここで、ｔ$_0$は前記最後の４つのスタンドに入る直前の板厚であり、ｔは前記最後の４つのスタンドから出た直後の板厚である；

（ｃ）前記最後の４つのスタンドの最終スタンドにおけるひずみ速度と前記最終スタンドにおける圧延温度とが、下記の式２及び式３を満足する工程

１１．０≦ｌｏｇ（ｖ×ｅｘｐ（３３０００／（２７３＋Ｔ））≦１５．０　（式２）

Ｔ≧Ａｒ$_3$点　（式３）

ここで、ｖは前記最終スタンドにおけるひずみ速度（／ｓ）であり、Ｔは前記最終スタンドにおける圧延出側温度（℃）である；

（ｄ）前記圧延終了後１．０秒以内に冷却を開始して、仕上圧延温度から７５０℃までの温度範囲を１００℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する冷却工程；及び

（ｅ）前記冷却工程後、巻取りを行う巻取り工程。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/005570

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl. C22C1/00-49/14, C21D9/46

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	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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.
A	WO 2014/185405 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 20 November 2014 & US 2016/0273066 A1 & EP 2998414 A1 & KR 10-2015-0126683 A & CN 105209650 A	1-3
A	JP 2011-052321 A (JFE STEEL CORPORATION) 17 March 2011 (Family: none)	1-3
A	JP 2006-207021 A (KOBE STEEL, LTD.) 10 August 2006 & US 2006/0137769 A1 & EP 1676933 A1 & KR 10-2006-0076741 A	1-3

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

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
07.05.2018	15.05.2018

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/005570

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2013/004910 A1 (RAUTARUUKKI OYJ) 10 January 2013 & US 2014/0299237 A1 & CN 103732764 A	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／００５５７０

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i

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））

Int.Cl.　C22C1/00-49/14, C21D9/46

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	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８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 2014/185405 A1 (新日鐵住金株式会社) 2014.11.20, & US 2016/0273066 A1 & EP 2998414 A1 & KR 10-2015-0126683 A & CN 105209650 A	１－３
A	JP 2011-052321 A (ＪＦＥスチール株式会社) 2011.03.17, (ファミリーなし)	１－３
A	JP 2006-207021 A (株式会社神戸製鋼所) 2006.08.10, & US 2006/0137769 A1 & EP 1676933 A1 & KR 10-2006-0076741 A	１－３

☑ Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　☐ 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、一般的技術水準を示すもの
「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
「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	国際調査報告の発送日
０７．０５．２０１８	１５．０５．２０１８

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　９８３３
河野　一夫
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
Ａ	WO 2013/004910 A1 (RAUTARUUKKI OYJ) 2013.01.10, & US 2014/0299237 A1 & CN 103732764 A	１－３