(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
2016 年 1 月 21 日(21.01.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/010005 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2015/070079

(22) 国際出願日: 2015 年 7 月 13 日(13.07.2015)

(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 2014-144500 2014 年 7 月 14 日(14.07.2014) 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: 首藤　洋志(**SHUTO, Hiroshi**); 〒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). 横井　龍雄(**YOKOI, Tatsuo**); 〒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). 前田　大介(**MAEDA, Daisuke**); 〒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). 桜田　栄作(**SAKURADA, Eisaku**); 〒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). 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).

(74) 代理人: 萩原　康司, 外(**HAGIWARA, Yasushi** et al.); 〒1600004 東京都新宿区四谷三丁目１－３第一冨澤ビル　はづき国際特許事務所　四谷オフィス Tokyo (JP).

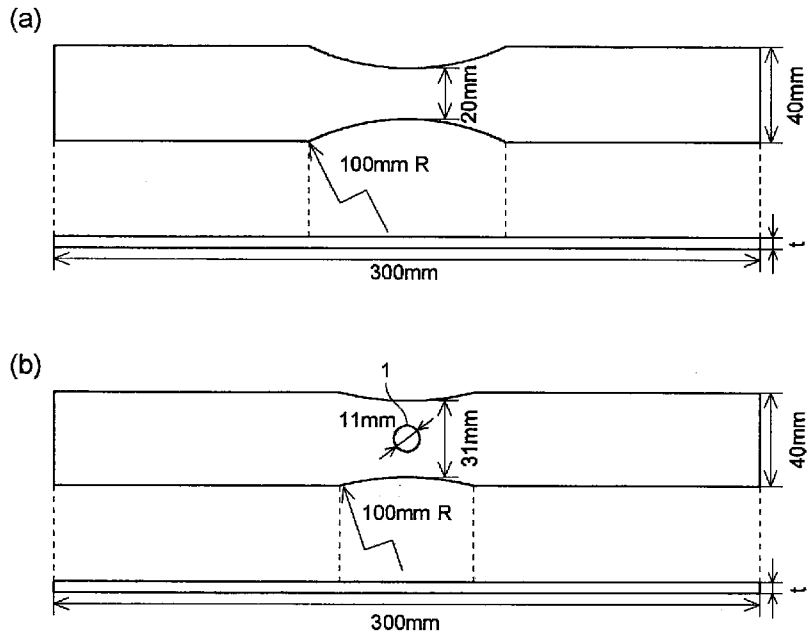
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, 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),

[続葉有]

(54) **Title**: HOT-ROLLED STEEL SHEET

(54) 発明の名称 : 熱延鋼板



(57) **Abstract**: This hot-rolled steel sheet has a chemical composition that comprises, by mass %, 0.03%-0.2% of C, 0.1%-3.0% of Mn, 0.10% or less of P, 0.03% or less of S, 0.2%-3.0% of Al + Si, more than 0% but 0.01% or less of N, and more than 0% but 0.01% or less of O, the remainder being iron and impurities. The microstructure of the hot-rolled steel sheet is such that: the main constituent is ferrite; the area fraction of hard phases that comprises martensite and/or austenite is 3% or more but less than 20%; 60% or more of hard phases that exist in a sheet-thickness central portion have an aspect ratio of 3 or more; the rolling-direction length of the hard phases that exist in the sheet-thickness central portion is less than 20 μm; the average aspect ratio of ferrite particles is less than 5; the sum of the x-ray random intensity ratios of the <011> direction and of the <111> direction as seen from the rolling direction is 3.5 or more; and the x-ray random intensity ratio of the <001> direction as seen from the rolling direction is 1.0 or less.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2016/010005 A1

OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

本発明の熱延鋼板は、化学組成が、質量％で、Ｃ：０．０３～０．２％、Ｍｎ：０．１～３．０％、Ｐ：０．１０％以下、Ｓ：０．０３％以下、Ａｌ＋Ｓｉ：０．２～３．０％、Ｎ：０を超え０．０１％以下、Ｏ：０を超え０．０１％以下、残部：鉄および不純物であり、ミクロ組織が、フェライトを主体とし、面積分率で、マルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される硬質相が３％以上２０％未満であり、板厚中央部に存在する硬質相のうちアスペクト比が３以上のものが６０％以上を占め、板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さが２０μｍ未満であり、フェライト粒の平均アスペクト比が５未満であり、圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和が３．５以上であり、かつ圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度比が１．０以下である。

明　細　書

発明の名称 ： 熱延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、熱延鋼板に関する。

背景技術

[0002] 従来、自動車車体の軽量化を目的として、足回り部品または車体の構造用部品に高強度鋼板が多く使われている。自動車の足回り部品には、切り欠きの無い材料の疲労特性および切り欠き疲労特性が要求されるが、従来の高強度鋼板では、これらの性能が不十分であり、部品の板厚を減少させられないという問題があった。

[0003] 切り欠きの無い材料の疲労特性を向上させるには、組織を微細化させることが有効である。例えば、特許文献１および特許文献２には、熱延のままで平均粒径２μｍ未満の超微細フェライト粒を有する熱延鋼板が記載されており、この鋼板は、延性、靭性、疲労強度などに優れ、これらの特性の異方性が小さいとされている。また、疲労き裂は、表面近傍から発生するため、表面近傍の組織を微細化することも有効である。特許文献３には、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が板厚中心から表層に向かい漸次小さくなる結晶粒径傾斜組織を有する熱延鋼板が記載されている。更に、マルテンサイト組織の細粒化も疲労特性の向上に有効である。特許文献４には、ミクロ組織の面分率の８０％以上がマルテンサイトであり、マルテンサイト組織の平均ブロック径が３μｍ以下であり、かつ最大ブロック径が平均ブロック径の１倍以上３倍以下である機械構造鋼管が記載されている。しかし、細粒化は切り欠きの無い材料の疲労特性を向上させるものの、き裂伝播速度の遅延効果がなく、切り欠き疲労特性の向上には寄与しない。

[0004] 切り欠き疲労特性の向上については、複合組織化によるき裂伝播速度の低減が効果的であることが報告されている。特許文献５では、微細なフェライトを主相とした組織中に硬質なベイナイトまたはマルテンサイトを分散させ

ることで、切り欠きの無い材料の疲労特性と切り欠き疲労特性を両立させている。特許文献６および７では、複合組織中のマルテンサイトのアスペクト比を上げることでき裂伝播速度を低減できることが報告されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開平１１－９２８５９号公報

特許文献2：特開平１１－１５２５４４号公報

特許文献3：特開２００４－２１１１９９号公報

特許文献4：特開２０１０－７０７８９号公報

特許文献5：特開平０４－３３７０２６号公報

特許文献6：特開２００５－３２０６１９号公報

特許文献7：特開平０７－９０４７８号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 特許文献５には、プレス成型性を向上させるための手法が記載されておらず、ベイナイトおよびマルテンサイトの硬度および形状に格別の注意を払っていないため、良好なプレス成型性を備えていないと考えられる。

[0007] 特許文献６および７には、プレス成型を行う際に必要となる延性および穴広げ性等の加工性について考慮されていない。

[0008] 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、その目的は、圧延方向の疲労特性および加工性に優れた熱延鋼板を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者らは、上記の目的を達成するために鋭意研究を重ね、高強度熱延鋼板の化学組成および製造条件を最適化し、鋼板のミクロ組織を制御することによって、圧延方向の疲労特性および加工性に優れた鋼板の製造に成功した。本発明の要旨は、以下のとおりである。

[0010] （１）

化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０３～０．２％、

Ｍｎ：０．１～３．０％、

Ｐ：０．１０％以下、

Ｓ：０．０３％以下、

Ａｌ＋Ｓｉ：０．２～３．０％、

Ｎ：０％を超え、０．０１％以下、

Ｏ：０％を超え、０．０１％以下、

Ｔｉ：０～０．３％、

Ｎｂ：０～０．３％、

Ｍｇ：０～０．０１％、

Ｃａ：０～０．０１％、

ＲＥＭ：０～０．１％、

Ｂ：０～０．０１％、

Ｃｕ：０～２．０％、

Ｎｉ：０～２．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｖ：０～０．３％、

Ｃｒ：０～２．０％、

残部：鉄および不純物であり、

ミクロ組織が、フェライトを主体とし、面積分率で、マルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される硬質相が３％以上２０％未満であり、

板厚中央部に存在する硬質相のうちアスペクト比が３以上のものが６０％以上を占め、

板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さが２０μｍ未満であり、

フェライト粒の平均アスペクト比が５未満であり、

圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和が３．５以上であり、かつ圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度比が１．０以下である、熱延鋼板。

[0011] （２）

質量％で、Ｔｉ：（０．００５＋４８／１４［Ｎ］＋４８／３２［Ｓ］）％以上０．３％以下、Ｎｂ：０．０１～０．３％から選択される一種以上を含む、上記（１）の熱延鋼板。

ただし、［Ｎ］はＮの含有量（質量％）、［Ｓ］はＳの含有量（質量％）を意味する。

[0012] （３）

質量％で、Ｍｇ：０．０００５～０．０１％、Ｃａ：０．０００５～０．０１％、ＲＥＭ：０．０００５～０．１％から選択される一種以上を含む、上記（１）の熱延鋼板。

[0013] （４）

質量％で、Ｂ：０．０００２～０．０１％を含む、上記（１）の熱延鋼板。

[0014] （５）

質量％で、Ｃｕ：０．０１～２．０％、Ｎｉ：０．０１～２．０％、Ｍｏ：０．０１～１．０％、Ｖ：０．０１～０．３％、Ｃｒ：０．０１～２．０％から選択される一種以上を含む、上記（１）の熱延鋼板。

[0015] （６）

表面に溶融亜鉛めっき層、または合金化亜鉛めっき層を有する、上記（１）の熱延鋼板。

発明の効果

[0016] 本発明によれば、圧延方向の疲労特性と加工性に優れた熱延鋼板を提供することができる。本発明は板厚８ｍｍ以下の鋼板に好適に利用できる。本発明に係る熱延鋼板は、自動車用材料の足回り部品などの疲労寿命を延ばすことが可能となるため、産業上の貢献が顕著である。

図面の簡単な説明

[0017] [図1]図１は、疲労試験に用いる試験片の形状および寸法を示す模式図であり、図１（ａ）は切り欠きが無い場合の疲労強度を測定する試験片の平面図および正面図を示し、図１（ｂ）は切り欠きを有する場合の疲労強度を測定する試験片の平面図および正面図を示す。

発明を実施するための形態

[0018] １．熱延鋼板のミクロ組織

１－１．熱延鋼板を構成する各相の面積分率

本発明の熱延鋼板は、フェライトを主体とし、マルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される硬質相が面積分率で３％以上２０％未満存在することを要する。ミクロ組織を主相であるフェライト中に第二相として硬質相を配した複合組織とすれば、フェライトが延性を向上させ、硬質相が強度を向上させるため、強度と延性のバランスが良好な鋼板となる。更に、硬質相はフェライト中の疲労き裂伝播の障害となり、疲労き裂伝播速度を低減する効果があるので、上記の複合組織を有する鋼板は、打抜き疲労特性に優れる。このことから、本発明の熱延鋼板は、フェライトを主体とし、第二相としてマルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される硬質相を分配したミクロ組織とすることとした。フェライトが主体とは、熱延鋼板中の主相となるフェライトの面積分率が最も高いことを意味する。フェライトの面積分率は７０～９７％が好ましい。

[0019] 硬質相による疲労き裂伝播抑制効果は、硬質相の面積分率が３％以上で発現する。一方、硬質相の面積分率が２０％以上となると、硬質相がボイドと呼ばれる欠陥の起点となって穴広げ率を低下させ、自動車の足廻り部品に必要とされる、「（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００」を満たさなくなる。よって、マルテンサイトまたはオーステナイトで構成される硬質相を、フェライトを主体とするミクロ組織中に面積分率で３％以上２０％未満存在させることとした。硬質相は、面積分率で５％以上存在させるのが好ましく、７％以上存在させるのがより好ましい。

[0020] １－２．板厚中央部に存在する硬質相のアスペクト比

次に、板厚中央部に存在する硬質相のアスペクト比について説明する。打抜き疲労試験を軸疲労試験で行った際には板厚中央部から疲労き裂が発生し、き裂が板厚方向に伝播することで破断に至る。このとき、き裂の発生と初期の伝播を抑制するには、板厚中央部の硬質相の形態が特に重要である。

[0021] 硬質相のアスペクト比は、（硬質相の長軸の長さ／硬質相の短軸の長さ）で定義される。本発明の熱延鋼板において「硬質相の長軸の長さ」は「鋼板の圧延方向における硬質相の長さ」とし、「硬質相の短軸の長さ」は「鋼板の厚さ方向における硬質相の長さ」とする。硬質相のアスペクト比が大きいほど、疲労き裂伝播の障害になる硬質相にき裂が当たる頻度が増えるのに加え、き裂の迂回・分岐距離が増大することから、疲労き裂伝播速度低下に有効である。ここで、アスペクト比が３未満の硬質相は、き裂が硬質相に当たった際の迂回・分岐距離が小さいため、き裂伝播抑制効果は小さい。このため、アスペクト比が３以上の硬質相を増加させるのが有効である。よって、本発明の熱延鋼板では、板厚中央部に存在する硬質相のうちアスペクト比が３以上のものが６０％以上を占めることとした。板厚中央部に存在する硬質相のうちアスペクト比が３以上のものの存在比率は８０％以上とすることが好ましい。

[0022] １－３．板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さ

板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さについて説明する。フェライトと硬質相からなる複合組織鋼が変形する際には、軟質なフェライト側が優先的に塑性変形するため、変形に伴って硬質相が担う応力が増大し、フェライト・硬質相界面には大きなひずみが生じる。

[0023] 硬質相が担う応力、またはフェライト・硬質相界面のひずみが一定以上になるとボイドと呼ばれる欠陥が鋼中に生じ、このボイドが連結することにより破断に至る。ボイドが発生し易い材料は、局部変形に弱く、穴広げ性が低い。

[0024] 硬質相が圧延方向に伸びていると、変形時の応力およびひずみが硬質相に

集中し、早期にボイドが発生するため、穴広げ性が劣化し易い。また、表層部と比較して板厚中央部は塑性拘束が強く、ボイドが発生し易い傾向にあるため、板厚中央部の硬質相の長さは特に重要である。

[0025] 本発明者らの検討によれば、板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さを２０μｍ未満に制御することで、ボイドの発生を抑制でき、自動車の足廻り部品に必要とされる、（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００を達成できる。そのため、本発明の熱延鋼板では、板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さを２０μｍ未満と規定した。板厚中央部の硬質相の圧延方向の長さは、１８μｍ未満が好ましい。

[0026] 硬質相は、マルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される。すなわち、マルテンサイトのみからなる硬質相、オーステナイトのみからなる硬質相、マルテンサイトとオーステナイトの両方からなる硬質相の３形態がある。また硬質相は、単一の粒（マルテンサイト粒またはオーステナイト粒）からなる場合もあるし、複数の粒が集合して一体的に硬質相を構成する場合もある。複数の粒が集合した硬質相には、複数のマルテンサイト粒の集合体、複数のオーステナイト粒、単一または複数のマルテンサイト粒と単一または複数のオーステナイト粒の集合体の場合がある。

[0027] １－４．フェライト粒のアスペクト比

フェライト粒の平均アスペクト比について説明する。フェライト粒のアスペクト比は、（フェライト粒の長軸の長さ／フェライト粒の短軸の長さ）で定義される。本発明の熱延鋼板において「フェライト粒の長軸の長さ」は「鋼板の圧延方向におけるフェライト粒の長さ」とし、「フェライト粒の短軸の長さ」は「鋼板の厚さ方向におけるフェライト粒の長さ」とする。オーステナイト域で仕上圧延を終了した場合には、フェライト粒の平均アスペクト比は５未満となる。一方、最終段圧延温度が低く、オーステナイトとフェライトの二相域で圧延した場合には、フェライト粒が圧延方向に延伸するため、フェライト粒の平均アスペクト比は５以上となる。フェライト粒の平均アスペクト比は５以上である場合、フェライト粒が加工硬化するため鋼板の延

性が低下し、（引張強さ（ＭＰａ））×（全伸び（％））≧１８０００を満たすことができない。そのため、本発明の熱延鋼板では、フェライト粒の平均アスペクト比を５未満とすることとした。

[0028] １－５．Ｘ線ランダム強度比

Ｘ線ランダム強度比について説明する。切り欠きの無い材料の疲労寿命は、疲労き裂が発生するまでの寿命に大きく影響を受ける。疲労き裂の発生は、（１）転位組織の飽和、（２）突き出し・入り込みの形成、（３）疲労き裂の形成、という３段階の過程を経ることが知られている。

[0029] 今回、本発明者らが鋭意検討した結果、疲労試験時の応力負荷方向の結晶方位を適切に制御し、Ｘ線ランダム強度比を所定の条件を満たすようにすることで、３段階の過程のうち（１）の転位組織の飽和を遅らせることができ、切り欠きの無い材料の圧延方向の疲労寿命を向上させられることが見出された。以下にそのメカニズムを説明する。

[0030] 鉄の結晶構造は体心立方構造（body-centered cubic、ｂ．ｃ．ｃ．構造）であり、働くすべり系は｛１１０｝＜１１１＞系、｛１１２｝＜１１１＞系、｛１２３｝＜１１１＞系の４２個であると言われている。結晶方位の表記については後述する。多結晶の場合、結晶方位によって変形し易さが異なり、変形の難易度はテイラー因子によって決定される。テイラー因子は（Ｆ）式で定義される値である。

$$d\Sigma\Gamma_i = M d\varepsilon \quad \cdots (F)$$

ただし、Γ_iはすべり系ｉのすべりの量、$\Sigma\Gamma_i$は活動したすべり全体のすべり量の総和、Ｍはテイラー因子、εは全体の塑性ひずみ量をそれぞれ意味する。

[0031] テイラー因子が小さいほど、各すべり系のすべり量の総和が小さくとも全体の塑性ひずみ量が大きくなるため、小さいエネルギーで塑性変形できる。テイラー因子は応力負荷方向に対する結晶方位で変化するため、テイラー因子が小さい方位の結晶粒は変形し易く、テイラー因子が大きい方位の結晶粒は変形しにくい。

[0032] 研究者らの計算により、ｂ．ｃ．ｃ．金属において上述の４２個のすべり系を仮定すると、＜００１＞方位、＜０１１＞方位および＜１１１＞方位を引張変形させた時のテイラー因子の値はそれぞれ２．１、３．２および３．２であり、＜００１＞方位が最も変形し易く、転位組織の形成が早いことが知られている。一方、＜０１１＞方位、＜１１１＞方位は変形しにくいため、転位組織の形成が遅い。すなわち、応力負荷方向に対して＜００１＞方位を向いている結晶粒は疲労き裂の発生寿命が短く、＜０１１＞方位、＜１１１＞方位を向いている結晶粒は疲労き裂の発生寿命が長い。

[0033] 本発明者らが検討したところ、圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和を３．５以上、かつ圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度を１．０以下に制御することで、圧延方向の疲労特性が（疲労限）／（引張強さ）が０．５５以上の良好な値となることを知見した。ここでいう「疲労限」とは、後述する切り欠きの無い疲労試験片で得られた１０００万回時間強度である。

[0034] この知見に基づき、本発明の熱延鋼板では、圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和を３．５以上とし、かつ圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度比を１．０以下とすることとした。圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和は、４．０以上であることが好ましい。また、圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度比は、０．８以下であることが好ましい。

[0035] １－６．熱延鋼板のミクロ組織、Ｘ線ランダム強度の測定方法

（１）フェライトと硬質相の面積分率の測定方法

以上のような本発明の熱延鋼板の組織を構成するフェライトマルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される硬質相の面積分率は、鋼板の幅方向に垂直な断面を観察面として採取した試料を用いて測定する。試料は観察面を研磨し、ナイタールエッチングする。ナイタールエッチングした観察面の、板厚の１／４厚（鋼板の表面から鋼板の厚さ方向に鋼板の厚さの１

／４の位置を意味する。以下同様。）、３／８厚、および１／２厚の範囲をＦＥ－ＳＥＭで観察する。

[0036] 各試料の観察対象範囲について、１０００倍の倍率で１０視野観察し、各視野においてフェライトと硬質相の占める面積の割合を測定する。硬質相の面積はマルテンサイトとオーステナイトの合計の面積である。そして、フェライトと硬質相の占める面積の割合の全視野の平均値を、フェライトと硬質相の面積率とする。

[0037] （２）板厚中央部に存在する硬質相のアスペクト比および圧延方向の長さ、フェライト相のアスペクト比

板厚中央部に存在する硬質相のアスペクト比および圧延方向の長さは、上述の試料中の板厚の１／２厚に位置する硬質相について求める。上述の試料中の板厚１／２厚に位置する硬質相を、ＦＥ－ＳＥＭを用いて５０個以上観察し、各硬質相の鋼板圧延方向の長さおよび鋼板厚さ方向の長さを測定する。これらの長さの測定結果から、各硬質相のアスペクト比を算出する。観察した硬質相のうち、アスペクト比が３以上のものの割合を算出する。また、観察した硬質相の圧延方向の長さの平均値を板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さとする。

[0038] 板厚中央部とは、鋼板の表面から鋼板の厚さ方向に鋼板の厚さの１／２の位置である。例えば板厚中央部において５０μｍ×２００μｍの視野範囲内にある硬質相を任意に５０個選択して、各硬質相の圧延方向の長さおよび鋼板厚さ方向の長さを測定する。測定精度を高めるためには、任意に５０個選択する代わりに、視野範囲内にある硬質相の全部について圧延方向の長さおよび厚さ方向の長さを測定しても良い。

[0039] フェライト粒の平均アスペクト比は、上述の試料中の板厚の１／４厚から１／２厚に位置するフェライト粒について求める。上述の試料中の板厚の１／４厚から１／２厚に位置するフェライト粒を、ＦＥ－ＳＥＭで５０個以上観察し、各フェライト粒の鋼板圧延方向の長さおよび鋼板厚さ方向の長さを測定する。これらの長さの測定結果から、各フェライト粒のアスペクト比を

算出し、観察したフェライト粒のアスペクト比の平均値をフェライト粒の平均アスペクト比とする。

[0040] （３）Ｘ線ランダム強度比

圧延方向から見た＜００１＞方位、＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比は、Ｘ線回折によって測定される逆極点図から求めればよい。Ｘ線ランダム強度比とは、特定の方位への集積を持たない標準試料と供試材のＸ線強度を同条件でＸ線回折法等により測定し、得られた供試材のＸ線強度を標準試料のＸ線強度で除した数値である。

[0041] ここで、熱延鋼板について、結晶の方位は通常、板面に垂直な方位を［ｈｋｌ］または｛ｈｋｌ｝、圧延方向に平行な方位を（ｕｖｗ）または＜ｕｖｗ＞で表示する。｛ｈｋｌ｝、＜ｕｖｗ＞は等価な面の総称であり、［ｈｋｌ］、（ｕｖｗ）は個々の結晶面を指す。本発明においてはｂ．ｃ．ｃ．構造であるフェライトを主体とする熱延鋼板を対象としているため、例えば（１１１）、（－１１１）、（１－１１）、（１１－１）、（－１－１１）、（－１１－１）、（１－１－１）、（－１－１－１）面は等価であり区別がつかない。このような場合、これらの方位を総称して＜１１１＞と称する。なお、結晶学では方位について「－１」は正式には「１」の上に「－」を付して表記するが、ここでは記載の制約上「－１」と表記する。

[0042] Ｘ線回折用試料の作製は次のようにして行う。鋼板の圧延方向断面（圧延方向に対して垂直な断面）を機械研磨や化学研磨などによって研磨し、バフ研磨によって鏡面に仕上げた後、電解研磨や化学研磨などによって歪みを除去する。Ｘ線回折の範囲は板厚全体とする。全体を一度に計測できない場合には板厚方向を数視野に分けて測定し、それらの結果を平均して求めてもよい。また、Ｘ線回折による測定が困難な場合には、ＥＢＳＰ（Electron Back Scattering Pattern）法やＥＣＰ（Electron Channeling Pattern）法などにより統計的に十分な数の測定を行い、各方位のＸ線回折ランダム強度比を求めてもよい。

[0043] ２．鋼板の化学組成

本発明の熱延鋼板の化学組成は次の元素を含有する。以下では、これらの元素の含有量の限定理由も併せて説明する。元素の含有量の「％」は「質量％」を意味する。

[0044] Ｃ：０．０３～０．２％

炭素（Ｃ）は本発明において重要な元素の一つである。Ｃはマルテンサイトを生成させオーステナイトを安定化させるため、組織強化による熱延鋼板の強度向上に寄与するだけでなく、き裂伝播を抑制する効果がある。ただし、Ｃ含有量が０．０３％未満では所定の硬質相の面積分率を確保できないため、打抜き疲労特性の向上効果が確認できない。一方、０．２％を超えて含有させると、第二相である硬質相を構成する低温変態生成物の面積分率が過剰となり穴広げ性が低下する。したがって、Ｃ含有量は０．０３％～０．２％とする。Ｃ含有量の下限は、０．０６％とするのが好ましく、上限は０．１８％とするのが好ましい。

[0045] Ｍｎ：０．１～３．０％

マンガン（Ｍｎ）は、固溶強化に加え、焼入れ性を高め鋼板組織中にマルテンサイトまたはオーステナイトを生成させるために含有させる。Ｍｎ含有量が３％超となるように含有させてもこの効果が飽和する。一方、Ｍｎ含有量が０．１％未満では、冷却中のパーライトおよびベイナイトの生成抑制効果を発揮しにくい。したがって、Ｍｎ含有量は０．１～３．０％とする。Ｍｎ含有量の下限は、０．３％とするのが好ましく、上限は２．５％とするのが好ましい。

[0046] Ｐ：０．１０％以下

リン（Ｐ）は、溶銑に含まれている不純物であり、粒界に偏析し、含有量の増加に伴い低温靭性を低下させる元素である。このため、Ｐ含有量は、低いほど好ましい。また、Ｐを０．１０％超含有すると加工性および溶接性に悪影響を及ぼす。したがって、Ｐ含有量は０．１０％以下とする。特に、溶接性を考慮すると、Ｐ含有量の上限は、０．０３％が好ましい。

[0047] Ｓ：０．０３％以下

硫黄（Ｓ）は、溶銑に含まれている不純物であり、含有量が多すぎると、熱間圧延時の割れを引き起こすばかりでなく、穴広げ性を劣化させるＭｎＳなどの介在物を生成させる元素である。このためＳの含有量は、極力低減させるべきである。しかし、０．００３％以下ならば許容できる範囲である。したがって、Ｓ含有量は０．００３％以下とする。ただし、ある程度の穴広げ性を必要とする場合には、Ｓ含有量の上限は、０．００１％が好ましく、０．００５％がより好ましい。

[0048] Ｓｉ＋Ａｌ：０．２～３．０％

ケイ素（Ｓｉ）およびアルミニウム（Ａｌ）はいずれも本発明において重要な元素の一つである。ＳｉおよびＡｌは鉄中の｛１１２｝＜１１１＞すべりを抑制し、転位組織形成を遅延させることにより疲労き裂の発生寿命を向上させる効果がある。この効果はＳｉおよびＡｌの合計含有量（Ｓｉ＋Ａｌ）が０．２％以上で得られ、０．５％以上で顕著である。また、３．０％を超えて含有させても効果が飽和し経済性が悪化する。したがって、Ｓｉ＋Ａｌは０．２～３．０％とする。Ｓｉ＋Ａｌの下限は、０．５％とするのが好ましい。なお、本発明のＡｌ含有量とは、酸可溶Ａｌ（所謂「ｓｏｌ．Ａｌ」）を指す。ＳｉとＡｌは、どちらか一方のみを０．２～３．０％含有しても良いし、ＳｉとＡｌの両方を合計で０．２～３．０％含有しても良い。

[0049] Ｎ：０％を超え、０．０１％以下

窒素（Ｎ）は、鋼中にＴｉＮとして存在することで、スラブ加熱時の結晶粒径の微細化を通じて、低温靭性向上に寄与する元素である。そのため、含有させてもよい。ただし、Ｎを０．０１％よりも多く含有させることにより、鋼板の溶接時にブローホールを形成させ、溶接部の継ぎ手強度を低下させる懸念がある。したがって、Ｎ含有量は０．０１％以下とする。一方、Ｎ含有量を０．０００１％未満とすることは経済的に好ましくない。そのため、Ｎ含有量の下限は、０．０００１％以上とするのが好ましく、０．０００５％とするのがより好ましい。

[0050] Ｏ：０％を超え、０．０１％以下

酸素（Ｏ）は、酸化物を形成し、成形性を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。特に、Ｏ含有量が０．０１％を超えると、成形性の劣化傾向が顕著となる。したがって、Ｏ含有量は０．０１％以下とする。一方、Ｏ含有量を０．００１％未満とすることは経済的に好ましくない。そのため、Ｏ含有量の下限は、０．００１％以上とするのが好ましい。

[0051] Ｔｉ：０～０．３％

Ｎｂ：０～０．３％

チタン（Ｔｉ）は、優れた低温靭性と析出強化による高強度を両立させる元素である。そのため、必要に応じてＴｉを含有させてもよい。Ｔｉの炭窒化物、または固溶Ｔｉが熱間圧延時の粒成長を遅延させるため、熱延鋼板の粒径を微細化でき、低温靭性向上に寄与する。しかし、Ｔｉ含有量が０．３％を超えると上記効果は飽和して経済性が低下する。したがって、Ｔｉ含有量は０～０．３％とする。また、Ｔｉ含有量が（０．００５＋４８／１４［Ｎ］＋４８／３２［Ｓ］）％未満であると上記効果を十分に得ることができないおそれがある。そのため、Ｔｉ含有量は、０．００５＋４８／１４［Ｎ］＋４８／３２［Ｓ］（％）以上０．３％以下が好ましい。ここで、［Ｎ］および［Ｓ］はそれぞれＮ含有量（％）およびＳ含有量（％）である。さらに、Ｔｉ含有量が０．１５％を超えると鋳造時にタンディッシュノズルが詰まりやすくなる恐れがある。そのため、Ｔｉ含有量の上限は、０．１５％とするのが好ましい。

[0052] ニオブ（Ｎｂ）は、熱延鋼板の低温靭性を向上させる元素である。そのため、必要に応じてＮｂを含有させてもよい。Ｎｂの炭窒化物、または固溶Ｎｂが熱間圧延時の粒成長を遅延することで、熱延鋼板の粒径を微細化でき、低温靭性向上に寄与する。しかし、Ｎｂ含有量が０．３％を超えて含有させても上記効果は飽和して経済性が低下する。したがって、Ｎｂ含有量は０～０．３％とする。また、Ｎｂ含有量が０．０１％未満では上記効果を十分に得ることができないおそれがある。そのため、Ｎｂ含有量の下限は、０．０１％とするのが好ましく、上限は０．１％とするのが好ましい。

[0053] Ｍｇ：０～０．０１％

Ｃａ：０～０．０１％

ＲＥＭ：０～０．１％

マグネシウム（Ｍｇ）、カルシウム（Ｃａ）および希土類元素（ＲＥＭ）は、破壊の起点となり、加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を制御し、加工性を向上させる元素である。そのため、必要に応じてこれらのいずれか１種以上を含有させてもよい。しかし、０．０１％を超えるＭｇ、０．０１％を超えるＣａ、または、０．１％を超えるＲＥＭを含有させても上記効果は飽和して経済性が低下する。したがって、Ｍｇ含有量は０～０．０１％、Ｃａ含有量は０～０．０１％、ＲＥＭ含有量は０～０．１％とする。Ｍｇ、ＣａおよびＲＥＭは、それぞれの含有量が０．０００５％以上となるように含有させることで上記効果が顕著になる。そのため、Ｍｇ含有量の下限は０．０００５％、Ｃａ含有量の下限は０．０００５％、ＲＥＭ含有量の下限は０．０００５％がそれぞれ好ましい。なお、ＲＥＭは、Ｓｃ、Ｙおよびランタノイドの合計１７元素の総称であり、ＲＥＭの含有量は上記元素の合計量を意味する。

[0054] Ｂ：０～０．０１％

Ｂは粒界に偏析し、粒界強度を高めることで低温靭性を向上させる元素である。そのため、必要に応じて鋼板に含有させてもよい。しかしながら、Ｂ含有量が０．０１％を超えると上記効果が飽和するばかりでなく、経済性に劣る。したがって、Ｂ含有量は０～０．０１％とする。また、上記効果は、鋼板のＢ含有量が０．０００２％以上となると顕著となる。そのため、Ｂ含有量の下限は、０．０００２％が好ましく、０．０００５％がより好ましい。Ｂ含有量の上限は、０．００５％が好ましく、０．００２％がより好ましい。

[0055] Ｃｕ：０～２．０％

Ｎｉ：０～２．０％

Ｍｏ：０～１．０％

Ｖ：０～０．３％

Ｃｒ：０～２．０％

銅（Ｃｕ）、ニッケル（Ｎｉ）、モリブデン（Ｍｏ）、バナジウム（Ｖ）およびクロム（Ｃｒ）は、析出強化もしくは固溶強化により熱延鋼板の強度を向上させる効果がある元素である。そのため、必要に応じてこれらの元素のいずれか１種以上を含有させてもよい。しかし、Ｃｕ含有量が２．０％を超え、Ｎｉ含有量が２．０％を超え、Ｍｏ含有量が１．０％を超え、Ｖ含有量が０．３％を超え、Ｃｒ含有量が２．０％を超えて含有させても上記効果は飽和して経済性が低下する。したがって、Ｃｕ含有量は０～２．０％、Ｎｉ含有量は０～２．０％、Ｍｏ含有量は０～１．０％、Ｖ含有量は０～０．３％、Ｃｒ含有量は０～２．０％とする。また、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＶおよびＣｕは、それぞれの含有量が０．０１％未満では上記効果を十分に得ることができない。そのため、Ｃｕ含有量の下限は０．０１％が好ましく、０．０２％がより好ましい。Ｎｉ含有量の下限は０．０１％、Ｍｏ含有量の下限は０．０１％、Ｖ含有量の下限は０．０１％、Ｃｒ含有量の下限は０．０１％がそれぞれ好ましい。また、Ｃｕ含有量の上限は１．２％、Ｎｉ含有量の上限は０．６％、Ｍｏ含有量の上限は０．７％、Ｖ含有量の上限は０．２％、Ｃｒ含有量の上限は１．２％がそれぞれ好ましい。

[0056] 以上が本発明の熱延鋼板の基本的な化学組成である。本発明の熱延鋼板の化学組成の残部は、鉄および不純物からなる。なお、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。

[0057] なお、上記の元素以外の元素として、鉄の一部に代えて、Ｚｒ、Ｓｎ、Ｃｏ、ＺｎおよびWの１種以上を合計で１％以下含有させても本発明の熱延鋼板の優れた圧延方向の疲労特性および加工性は損なわれないことを確認している。これらの元素のうちＳｎは、熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるのでＳｎ含有量の上限は０．０５％が好ましい。

[0058] 以上のような組織と組成を有する本発明の熱延鋼板は、表面に溶融亜鉛め

っき処理による溶融亜鉛めっき層、さらには、めっき後合金化処理をして合金化亜鉛めっき層を備えたものとすることで、耐食性を向上することができる。また、めっき層は、純亜鉛に限るものでなく、Ｓｉ、Ｍｇ、Ａｌ、Ｆｅ、Ｍｎ、Ｃａ、Ｚｒ等の元素を含有させ、更なる耐食性の向上を図ってもよい。このようなめっき層を備えることにより、本発明の熱延鋼板の優れた打抜き疲労特性および加工性を損なうものではない。

[0059] また、本発明の熱延鋼板は、有機皮膜形成、フィルムラミネート、有機塩類／無機塩類処理、ノンクロ処理等による表面処理層の何れを有していても本発明の効果が得られる。

[0060] ３．本発明の熱延鋼板の製造方法

前述のミクロ組織を有する熱延鋼板が得られるのであれば、その製造方法は特に制約がないが、たとえば、以下の工程［ａ］～［ｈ］を備える製造方法によれば、本発明の熱延鋼板を安定して得ることができる。以下では各工程の詳細を一例として説明する。

[0061] ［ａ］スラブ鋳造工程

熱間圧延に先行するスラブの製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉や電炉などによる鋼の溶製に引き続き、各種の２次製錬を行って上述した化学組成となるように調整し、次いで、通常の連続鋳造、薄スラブ鋳造などの方法でスラブを鋳造すればよい。その際、本発明の成分範囲に制御できるのであれば、原料にはスクラップを使用しても構わない。

[0062] ［ｂ］スラブ加熱工程

鋳造されたスラブは、熱間圧延に当たり所定の温度に加熱される。連続鋳造の場合には一旦低温まで冷却したのち、再度加熱してから熱間圧延してもよいし、特に冷却することなく連続鋳造に引き続き、直接加熱して熱間圧延してもよい。スラブの加熱時間は、（Ａ）式で規定する時間t_1（ｓ）以上とする。

$t_1(s)=1.4\times10^{-6}\times\mathrm{Exp}\{3.2\times10^{4}/(T_1+273)\}$ ・・・（Ａ）

ただし、T_1（℃）：均熱帯におけるスラブの平均温度である。

[0063] 加熱時間をこのように規定した理由は以下の通りである。鋳造後のスラブの組織中では、スラブの中央にＭｎの偏析が存在する。そのため、スラブの加熱が十分でない場合、圧延により得られた熱延鋼板の板厚中央部にＭｎの偏析が残る。Ｍｎはオーステナイトを安定化させるため、圧延後の冷却中にＭｎ偏析に沿ってオーステナイトが残留し易い領域ができる。よって、低温でオーステナイトから変態したマルテンサイトまたは残留したオーステナイトが、Ｍｎ偏析に沿って存在し易くなり、熱延鋼板の板厚中央部の硬質相の圧延方向の長さを増大させる。

[0064] 本発明者らが鋭意検討を重ねたところ、硬質相の圧延方向の長さを２０μｍ以下とするには、スラブの加熱時間を（Ａ）式で規定される時間t_1（ｓ）以上とする必要があることを知見した。スラブの加熱時間を十分に長くすることにより、Ｍｎの拡散を促進でき、硬質相の圧延方向の長さを低減できたものと考えられる。スラブ加熱温度の上限は特に定めなくても本発明の効果は発揮されるが、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。このことから、スラブ加熱温度は１３００℃未満とすることが好ましい。また、スラブ加熱温度の下限は１１５０℃とするのが好ましい。スラブの加熱時間は、加熱開始からの経過時間ではなく、スラブを所定の加熱温度（例えば１１５０℃以上、１３００℃未満の温度）に保持している時間である。

[0065] ［ｃ］粗圧延工程

スラブ加熱工程の後は、加熱炉より抽出したスラブに対して特に待つことなく熱間圧延の粗圧延工程を開始し粗バーを得る。粗圧延工程においては、粗圧延中の合計圧下率を５０％以上とし、かつ粗圧延中に２回以上、好ましくは３回以上スラブ表層を下記（Ｂ）式で表わされる$Ａｒ_3$変態点以下に冷却する。具体的には、粗圧延工程を多パス熱間圧延とし、先のパスを経たスラブの表層を$Ａｒ_3$変態点以下に一旦冷却し、$Ａｒ_3$変態点よりも高い温度に復熱させる。表層が復熱したスラブを後のパスで圧延し、スラブの表層を$Ａｒ_3$変態点以下に再び冷却する。この過程を繰り返す。なお、本発明におけるスラ

ブ表層の温度とは、スラブ表面から深さ方向に１ｍｍの部分におけるスラブの温度であり、例えば伝熱計算から推測可能である。スラブ最表面のみでなく、スラブ内部の温度をAr_3点以下に冷却することで、複熱の効果が大きくなる。

Ar_3（℃）＝901－325×Ｃ＋33×Si＋287×Ｐ＋40×Al－92×(Mn＋Mo＋Cu)－46×Ni　・・・　（Ｂ）

ただし、各元素記号は、それぞれの元素の含有量（質量％）を意味する。

[0066] 粗圧延条件を以上のように規定した理由は次のとおりである。圧延方向の疲労特性が良好な熱延鋼板を得る本発明の効果を得るには、熱延鋼板において、圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和が３．５以上であり、かつ圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度比が１．０未満であることが必須である。このように結晶方位を制御するには、鋼板に剪断力を作用させることにより、＜０１１＞方位および＜１１１＞方位をなるべく強く、板厚の中心に近い部分まで発達させることが重要である。通常、粗圧延中の剪断力の作用によって形成される組織の影響は、粗圧延後の再結晶によって排除されてしまう。しかし、本発明者らの検討によると、粗圧延中に一旦スラブ表層をＡｒ$_3$変態点以下に冷却することで、粗圧延中の組織が最終組織に好ましい影響を及ぼすことが明らかになった。以下に考えられるメカニズムを記す。

[0067] 粗圧延中に十分剪断力を加え、一旦スラブ表層をＡｒ$_3$変態点以下に冷却すると、表層周辺の組織は一部オーステナイトからフェライトに変態する。このときのフェライトは粗圧延中の剪断力の影響を受けているため、圧延方向から見て、＜１１１＞方位と＜０１１＞方位が増大し、＜００１＞方位が減少する。

[0068] 次のパスまでに表層のフェライトは復熱してオーステナイトに逆変態する。その際、オーステナイトは変態前のフェライトの結晶方位と一定の方位関係を有する方位に逆変態する。逆変態した表層オーステナイトが更に粗圧延

され、再度Ａｒ$_3$変態点以下に冷却されると、表層組織の一部は再度オーステナイトからフェライトに変態する。変態前のオーステナイトの結晶方位は、以前のフェライトの結晶方位の影響を受けているため、変態後のフェライトの＜１１１＞方位と＜０１１＞方位は前パス後よりさらに増大する。

[0069] このように、粗圧延中に、各パスにおいて十分な剪断力を加え、かつＡｒ$_3$変態点以下に冷却して表層を変態させることを繰り返せば、表層近傍の＜１１１＞方位と＜０１１＞方位は増大し、＜００１＞方位は減少する。この効果を十分に発揮するには、粗圧延中の圧下率を５０％以上として十分に剪断力を加えることが必要であり、本工程においては、スラブ表層をＡｒ$_3$変態点以下に２回以上、好ましくは３回以上冷却する。

[0070] ［ｄ］仕上圧延工程

粗圧延工程に続く仕上圧延工程では、下記（Ｃ）式から求められる形状比Ｘが２．３以上である圧延を２パス以上、１１００℃以下のスラブ表層温度で行い、合計圧延率を４０％以上とする。

[数1]

$$X=\frac{\sqrt{\frac{L\times(h_{in}-h_{out})}{2}}}{\frac{(h_{in}+h_{out})}{2}} \cdots (C)$$

ただし、Ｌ：圧延ロールの直径、ｈ$_{in}$：圧延ロール入側の板厚、ｈ$_{out}$：圧延ロール出側の板厚である。

[0071] 本発明者らは、１１００℃以下の圧延で、熱間圧延の剪断力を鋼板の奥深くまで作用させるためには、熱間圧延の全パス数のうち、少なくとも２パスで、上記（Ｃ）式で規定する形状比Ｘが２．３以上を満足する必要があることを見出した。形状比Ｘは、下記（Ｃ１）～（Ｃ３）式で表されるように、圧延ロールおよび鋼鈑の接触弧長ｌ$_d$と平均板厚ｈ$_m$との比である。

Ｘ＝ｌ$_d$／ｈ$_m$・・・（Ｃ１）

$l_d = (L \times (h_{in} - h_{out}) / 2)^{1/2}$ ・・・（Ｃ２）

$h_m = (h_{in} + h_{out}) / 2$ ・・・（Ｃ３）

[0072] 上記（Ｃ）式によって求められる形状比Ｘが２．３以上であっても、圧延のパス数が１パスでは、剪断歪みの導入深さが不十分である。剪断歪みの導入深さが不十分であると、圧延方向から見たフェライトの＜１１１＞方位と＜０１１＞方位への配向が弱くなり、その結果、圧延方向の疲労特性が低下する。したがって、形状比Ｘが２．３以上であるパス数を２パス以上とする。

[0073] 仕上圧延工程における圧延のパス数は多いほど好ましい。パス数を３以上とする場合には全パスにおいて形状比Ｘを２．３以上としてもよい。剪断層の厚みを増加させるためには、形状比Ｘの値も大きい方が好ましい。形状比Ｘの値は２．５以上が好ましく、３．０以上がより好ましい。

[0074] 形状比Ｘが２．３以上である圧延は、高温で行うと、その後の再結晶によってヤング率を高める集合組織が破壊されることがある。そのため、形状比Ｘを２．３以上とするパス数を限定する圧延は、スラブ表層温度が１１００℃以下の状態で行う。また、剪断歪の導入量が大きい程、鋼板の圧延方向の疲労特性を向上させる、圧延方向から見て＜１１１＞方位および＜０１１＞方位の結晶粒が発達する。この効果は１１００℃以下の合計圧下率が４０％以上のときに顕著であるため、１１００℃以下の合計圧下率は４０％以上とする。

[0075] 仕上圧延の最終パスでの圧下は（T_2－１００）℃以上（T_2＋２０）℃未満、好ましくは（T_2－１００）℃以上T_2（℃）未満とし、その圧下率は３％以上４０％未満とする。圧下率は、１０％以上４０％未満が好ましい。T_2は下記（Ｄ）式で規定される温度である。

$T_2(℃) = 870 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V$ ・・・（Ｄ）

ただし、各元素記号は、それぞれの元素の含有量（質量％）を意味する。

[0076] この最終パスでの圧下条件は、板厚中央部の硬質相のアスペクト比を制御する為に極めて重要である。（T_2－１００）℃以上（T_2＋２０）℃未満の温度域で圧延を行うことで、板厚中央部の硬質相のアスペクト比が増大する原因は、再結晶が抑制された状態で圧延を行うことで、オーステナイトのアスペクト比が増大し、その形状が硬質相にも受け継がれたためと考えられる。この硬質相のアスペクト比を増大する効果を発揮するためには、最終圧下の圧下率を３％以上にする必要がある。４０％以上の圧延は、圧延機に大きな負担がかかるため、３％以上４０％未満の圧下率が好ましい。

[0077] 最終パスでの圧下を（T_2－１００）℃未満の温度域で行った場合、フェライトとオーステナイトの二相域での圧延となり、フェライトが加工硬化する結果、鋼板の延性が低下する。また、（T_2＋２０）℃以上の温度域で行った場合、板厚中央部の硬質相のアスペクト比が小さくなる。これは、オーステナイトの再結晶が促進され、オーステナイトのアスペクト比が減少することが、硬質相の形態にも影響するものと考えられる。そのため、最終パスでの圧下は（T_2－１００）℃以上（T_2＋２０）℃未満の温度域で行う。この条件で圧下することにより、硬質相のアスペクト比は３以上となる。

[0078] ［ｅ］第１冷却工程

仕上圧延工程に続く第１冷却工程では、仕上圧延の最終圧下温度から７５０℃までの平均冷却速度を６０℃／ｓ以上とする。これは、冷却速度が６０℃／ｓ未満では、板厚中央部の硬質相の板厚方向の長さが２０μｍ以上となる場合があるからである。冷却速度と硬質相の板厚方向の長さとが関連する原因は定かではないが、冷却速度６０℃／ｓ以上では仕上圧延の最終圧下で導入された転位が回復しにくく、フェライト変態の核として働くため、板厚中央部の未変態オーステナイトがフェライトにより分断され、結果として硬質相の板厚方向の長さが低減した可能性がある。

[0079] 鋼板の厚板分野においては、硬質相のアスペクト比制御による疲労き裂伝播の抑制を指向した例があるものの、穴広げ性などの加工性との両立を報告した文献は無かった。これは、厚板分野においては板厚中央部まで圧延ひず

みが届きにくいことと、板厚が厚いため板厚中央部の冷却速度が確保できず、転位の回復が進んだ結果、フェライト変態の核が十分に導入できず、硬質相の長さを低減できなかったことが一因と推察される。

[0080] ［ｆ］均熱工程

第１冷却工程に続く均熱工程では、６００℃以上７５０℃未満の温度域で５ｓ以上保持する。均熱工程はフェライトを主体とするミクロ組織を得るために必須の工程である。保持時間を５ｓ以上とするのは、保持時間が５ｓ以下ではフェライトがミクロ組織の主体にならず、または硬質相の面積分率が２０％以上となるため、延性および穴広げ率が低下するからである。

[0081] ［ｇ］第２冷却工程

均熱工程に続く第２冷却工程では、下記（Ｅ）式で規定される温度T_3（℃）に対し、T_3（℃）以上６００℃未満の温度域における平均冷却速度を５０℃／ｓ以上とする。平均冷却速度を５０℃／ｓ以上とするのは、平均冷却速度が５０℃／ｓ未満である場合、組織中にベイナイトおよびパーライトが生成し、硬質相の分率を確保することが難しく、切り欠き疲労特性の劣化が生じるからである。

T_3(℃)＝561－474×Ｃ－33×Mn－17×Ni－17×Cr－21×Mo・・・（Ｅ）

ただし、各元素記号は、それぞれの元素の含有量（質量％）を意味する。

[0082] ［ｈ］巻取り工程

第２冷却工程の後、鋼板の巻き取りを行う。巻き取り時の鋼板の温度（巻き取り温度）は上記（Ｅ）式で規定するT_3（℃）以下とする。T_3（℃）を超えて高い温度で巻き取った場合、組織中にベイナイトおよびパーライトが生成し、硬質相の分率を確保することが難しく、打抜き疲労特性の劣化が生じるからである。

[0083] 以上の製造工程により、本発明の熱延鋼板が製造される。

[0084] なお、上記工程［ａ］から［ｈ］までの全工程終了後においては、鋼板形状の矯正や可動転位導入などにより延性の向上を図ることを目的として、圧

下率０．１％以上２％以下のスキンパス圧延を施すことが好ましい。また、全工程終了後は、得られた熱延鋼板の表面に付着しているスケールの除去を目的として、必要に応じて得られた熱延鋼板に対して酸洗してもよい。更に、酸洗した後には、得られた熱延鋼板に対してインラインまたはオフラインで圧下率１０％以下のスキンパスまたは冷間圧延を施しても構わない。

[0085] 本発明の熱延鋼板は、本発明で規定する圧延工程の他に、通常の熱延工程である連続鋳造、酸洗等を経て製造されるものであるが、本発明で規定する工程以外の工程は、その一部を抜いて製造を行ったとしても本発明の効果である優れた圧延方向の疲労特性および加工性を確保可能である。

[0086] また、一旦、熱延鋼板を製造した後、延性の向上を目的に、オンラインあるいはオフラインで、１００～６００℃の温度範囲で熱処理を行ったとしても、本発明の効果である優れた圧延方向の疲労特性および加工性は確保可能である。

[0087] 上記工程を経て製造された熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行う、あるいは、有機皮膜形成、フィルムラミネート、有機塩類／無機塩類処理、ノンクロ処理等による表面処理を行う、といった工程を付加しても良い。

[0088] ４．熱延鋼板の特性の評価方法

（１）引張強度特性

熱延鋼板の機械的性質のうち引張強度特性（引張強さ、全伸び）は、ＪＩＳ Ｚ ２２４１ ２０１１に準拠して評価する。試験片はＪＩＳ Ｚ ２２４１ ２０１１の５号試験片とし、鋼板の板幅の１／４Ｗ（鋼板の幅方向端部から鋼板の幅方向に鋼板の幅の１／４の長さの位置を意味する。以下同様）または３／４Ｗ位置から圧延方向を長手として採取する。

[0089] （２）穴広げ率

熱延鋼板の穴広げ率は、日本鉄鋼連盟規格ＪＦＳ Ｔ １００１－１９９６記載の試験方法に準拠した穴広げ試験により評価する。試験片は引張試験片採取位置と同様の位置から採取し、円筒パンチで打ち抜き穴を設ける。本

発明における加工性に優れた鋼板とは、（引張強さ（ＭＰａ））×（全伸び（％））≧１８０００かつ（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００を満たす鋼板を指す。

[0090] （３）疲労特性

図１は、疲労試験に用いる試験片の形状および寸法を示す模式図であり、図１（ａ）は切り欠きが無い場合の疲労強度を測定する試験片の平面図および正面図を示し、図１（ｂ）は切り欠きを有する場合の疲労強度を測定する試験片の平面図および正面図を示す。

[0091] 熱延鋼板の圧延方向の疲労特性の評価には、図１に示す形状および寸法の試験片を使用する。試験片は、引張試験片採取位置と同様の位置から圧延方向が長辺になるように採取する。図１（ａ）に示す試験片は切り欠きが無い場合の疲労強度を得るための試験片である。図１（ｂ）に示す試験片は切り欠き材の疲労強度を得るための打抜き試験片であり、自動車部品の実使用での疲労特性評価に近付けるために打抜きは穴広げ試験片同様に打抜き穴１を円筒パンチで打抜く。打抜きクリアランスは１０％とする。いずれの疲労試験片にも、最表層より０．０５ｍｍ程度の深さまで、表面粗さ仕上記号で三山仕上の研削を施す。

[0092] この試験片を用いて応力比Ｒ＝０．１、周波数１５～２５Ｈｚの条件で、応力制御の引張一引張疲労試験を行う。本発明における圧延方向の疲労特性に優れた鋼板とは、上述の切り欠きの無い疲労試験片で得られた１０００万回時間強度を、引張試験で得られた引張強さで除した値（疲労限度比）が０．５５以上であり、打抜き疲労試験で得られた１０００万回時間強度を、引張試験で得られた引張強さで除した値（打抜き疲労限度比）が０．３０以上の鋼板を指す。

[0093] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明は、これらの実施例により限定されるものではない。

実施例

[0094] 表１に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0095] [表1]

表1 化学成分(mass%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	その他	Si+Al	備考
A	0.035	0.13	0.96	0.016	0.0028	0.15	0.0036	0.0016	0.043	0.012	-	0.280	発明鋼
B	0.119	0.82	0.93	0.015	0.0027	0.03	0.0028	0.0023	0.011	0.000	-	0.850	発明鋼
C	0.062	0.00	1.13	0.009	0.0032	0.53	0.0030	0.0022	0.034	0.010	-	0.530	発明鋼
D	0.073	1.30	0.42	0.018	0.0019	0.03	0.0037	0.0021	0.000	0.013	B=0.0007	1.330	発明鋼
E	0.064	1.27	1.01	0.011	0.0024	0.03	0.0024	0.0028	0.010	0.012	Cu=0.11	1.300	発明鋼
F	0.067	1.16	2.10	0.016	0.0020	0.32	0.0019	0.0012	0.011	0.010	Ni=0.32	1.480	発明鋼
G	0.065	1.16	0.90	0.072	0.0038	0.03	0.0017	0.0013	0.000	0.013	Ca=0.001	1.194	発明鋼
H	0.060	1.27	1.06	0.013	0.0089	0.00	0.0023	0.0038	0.011	0.000	Mo=0.42	1.270	発明鋼
I	0.066	0.59	1.00	0.018	0.0031	1.86	0.0031	0.0012	0.013	0.010	V=0.13	2.450	発明鋼
a	0.018	1.10	0.98	0.012	0.0022	0.03	0.0038	0.0025	0.010	0.011	-	1.130	比較鋼
b	0.254	1.09	0.85	0.013	0.0021	0.04	0.0027	0.0022	0.000	0.011	-	1.130	比較鋼
c	0.060	1.23	0.86	0.155	0.0012	0.04	0.0029	0.0032	0.000	0.000	-	1.273	比較鋼
d	0.068	0.89	1.20	0.020	0.0361	0.02	0.0022	0.0032	0.020	0.000	-	0.911	比較鋼

[0096] 表１を参照して、鋼Ａ～Ｉの化学組成は本発明で規定する化学組成の範囲内であった。一方、鋼ａはＣ含有量が低すぎ、鋼ｂはＣ含有量が高すぎた。

鋼ｃはＰ含有量が高すぎ、鋼ｄはＳ含有量が高すぎた。アンダーラインは、成分量が発明範囲外であることを示す。

[0097] 鋼Ａ～Ｊおよび鋼ａ～ｄの化学組成の溶鋼を用いて、上述の工程［ａ］～［ｈ］により熱延鋼板を製造した。各工程の実施条件は、表２および表３に示す条件とした。工程［ｄ］では、１１００℃以下での圧延をＰ１～Ｐ６の６パスとした。表２および表３に示す鋼Ａ～Ｊおよび鋼ａ～ｄは表１に示す化学組成の溶鋼に対応し、使用した溶鋼を意味する。T_1（℃）は、加熱炉均熱帯の平均温度を測定し、均熱帯におけるスラブの平均温度とした。Ｐ１～Ｐ６は、仕上圧延工程における第１パス～第６パスを意味する。

[0098]

[表2]

表2 製造条件

鋼	加熱炉均熱帯の平均温度,T1(℃)	t1(s)	スラブ加熱時間(s)	粗圧延中の圧下率(%)	Ar3(℃)	スラブ表層をAr3点以下に冷却した回数	1100℃以下の各圧延の形状比X						X≧2.30の圧延回数	1100℃以下の圧下率(%)	T2(℃)	仕上圧延の最終圧下温度(℃)	仕上圧延の最終圧下率(%)	備考
							P1	P2	P3	P4	P5	P6						
A-1	1205	3540	5374	77	816	4	1.7	1.7	2.6	4.1	5.0	2.9	4	84	885	871	29	開発鋼
B-1	1216	3540	7355	84	809	4	1.7	2.1	2.6	4.8	4.0	4.9	4	70	874	861	25	開発鋼
C-1	1216	3540	6323	82	801	3	1.7	2.1	3.9	4.0	5.5	3.3	4	77	883	854	17	開発鋼
C-2	1251	3540	5763	81	801	3	2.0	2.2	4.9	5.5	4.3	4.4	4	70	883	850	21	比較鋼
C-3	1183	3540	7700	85	801	3	1.5	1.9	5.0	5.6	2.7	4.7	4	71	883	857	23	開発鋼
C-4	1239	3540	4551	83	801	3	1.7	2.2	4.8	5.4	4.8	4.4	4	87	883	868	23	比較鋼
C-5	1196	3540	8549	83	801	4	1.9	1.9	3.5	4.6	3.4	3.9	4	87	883	858	29	開発鋼
C-6	1239	3540	5600	90	801	4	1.7	1.6	5.0	4.4	2.6	5.0	4	83	883	873	30	比較鋼
C-7	1205	3540	8427	87	801	4	1.9	1.7	4.8	4.4	5.0	4.5	4	71	883	840	28	開発鋼
C-8	1243	3540	5428	85	801	3	1.5	2.0	4.2	3.0	2.9	5.5	4	84	883	823	27	比較鋼
D-1	1260	3540	6411	81	888	3	2.1	3.4	3.0	4.2	2.8	5.5	5	90	875	868	17	開発鋼
E-1	1180	3540	8445	90	823	3	2.1	2.0	4.1	2.7	3.2	5.0	4	76	877	868	25	開発鋼
E-2	1280	3540	1168	83	823	4	2.0	1.7	3.1	3.1	5.2	2.6	4	71	877	837	15	比較鋼
E-3	1184	3540	5024	79	823	4	1.7	1.6	2.6	3.2	5.3	3.7	4	89	877	858	29	開発鋼
E-4	1218	3540	7026	46	823	4	1.5	2.0	4.0	5.7	4.9	4.5	4	95	877	805	29	比較鋼
E-5	1226	3540	7209	60	823	3	2.2	2.2	3.2	5.3	5.5	3.6	4	88	877	807	25	開発鋼
E-6	1243	3540	5124	91	823	1	1.9	1.6	5.3	3.9	5.3	4.9	4	75	877	802	23	比較鋼
E-7	1185	3540	9927	86	823	2	1.8	1.8	4.1	3.6	3.8	4.6	4	76	877	834	27	開発鋼
E-8	1273	3540	6624	85	823	4	1.9	1.5	2.0	1.9	1.5	3.8	1	66	877	855	18	比較鋼
E-9	1213	3540	6677	81	823	4	1.5	1.7	2.0	2.2	2.3	2.4	2	69	877	816	19	開発鋼
E-10	1229	3540	6864	75	823	4	3.7	4.3	3.0	3.6	3.6	2.7	6	67	877	846	19	開発鋼
E-11	1270	3540	4782	90	823	4	2.0	1.6	2.5	2.7	1.7	1.9	2	35	877	876	10	比較鋼
E-12	1199	3540	7356	75	823	3	2.0	1.6	5.0	3.9	2.8	4.8	4	70	877	762	20	比較鋼
E-13	1193	3540	8699	85	823	4	2.1	1.9	4.3	5.7	4.4	4.8	4	86	877	783	20	開発鋼
E-14	1227	3540	5354	83	823	4	2.0	1.8	3.4	4.7	4.8	4.0	4	67	877	895	21	開発鋼
E-15	1180	3540	9445	78	823	4	1.9	2.1	3.2	4.3	5.4	3.8	4	79	877	913	27	比較鋼
E-16	1225	3540	4494	89	823	3	1.7	1.7	3.0	4.6	4.6	2.0	3	82	877	819	2	比較鋼
E-17	1234	3540	5702	77	823	4	1.8	1.8	4.1	2.7	3.1	2.5	4	80	877	872	9	開発鋼
E-18	1266	3540	4734	87	823	4	1.5	1.6	5.4	4.6	3.1	5.0	4	88	877	797	38	開発鋼
F-1	1185	3540	9750	78	727	3	1.5	1.7	4.1	4.5	5.0	5.7	4	79	878	842	16	開発鋼
G-1	1247	3540	4460	81	857	3	1.7	2.2	2.9	2.6	5.6	2.8	4	84	875	857	16	開発鋼
H-1	1228	3540	5035	87	791	3	2.2	1.7	4.0	5.1	5.3	3.8	4	88	915	914	30	開発鋼
I-1	1244	3540	6445	79	887	3	2.0	1.5	2.0	3.7	2.7	3.2	3	73	890	882	29	開発鋼
a-1	1203	3540	7598	75	846	4	1.9	1.7	3.0	3.1	3.0	3.9	4	79	877	877	22	比較鋼
b-1	1232	3540	6433	86	782	4	1.6	2.0	5.3	4.1	4.7	4.0	4	88	876	800	27	比較鋼
c-1	1280	3540	6363	87	889	3	1.6	1.7	4.0	2.9	3.0	2.7	4	72	871	812	28	比較鋼
d-1	1191	3540	7037	79	804	3	2.0	2.2	4.2	4.2	3.1	3.7	4	72	876	868	30	比較鋼

[0099]

[表3]

表3 製造条件

鋼	最終圧下から750℃までの冷却速度（℃／s）	750℃から600℃での保持時間（s）	T3（℃）	600℃～T3℃までの冷却速度（℃／s）	巻き取り温度	備考
A-1	118	7.9	513	80	162	開発鋼
B-1	73	8.3	474	102	294	開発鋼
C-1	114	8.1	494	97	196	開発鋼
C-2	43	6.6	494	59	104	比較鋼
C-3	61	8.1	494	75	147	開発鋼
C-4	119	3.1	494	83	301	比較鋼
C-5	98	18	494	68	90	開発鋼
C-6	77	12.1	494	43	70	比較鋼
C-7	86	10.1	494	56	107	開発鋼
C-8	114	12.2	494	62	513	比較鋼
D-1	98	11.8	513	73	174	開発鋼
E-1	76	11.9	497	67	147	開発鋼
E-2	114	10.3	497	67	107	比較鋼
E-3	91	8.6	497	79	265	開発鋼
E-4	94	12.2	497	96	301	比較鋼
E-5	78	8.2	497	60	184	開発鋼
E-6	71	10.9	497	73	84	比較鋼
E-7	80	8.5	497	87	455	開発鋼
E-8	111	8	497	89	133	比較鋼
E-9	83	12	497	64	58	開発鋼
E-10	101	6.6	497	95	303	開発鋼
E-11	114	8.9	497	100	85	比較鋼
E-12	113	9.7	497	92	112	比較鋼
E-13	70	7.4	497	91	108	開発鋼
E-14	88	9.5	497	76	134	開発鋼
E-15	75	8.2	497	68	282	比較鋼
E-16	118	9.1	497	71	213	比較鋼
E-17	106	6.7	497	97	153	開発鋼
E-18	95	9.1	497	81	104	開発鋼
F-1	83	9.3	455	87	413	開発鋼
G-1	69	11.3	500	66	175	開発鋼
H-1	93	8.9	489	62	120	開発鋼
I-1	86	8.3	497	101	79	開発鋼
a-1	83	12.3	520	83	139	比較鋼
b-1	85	8.8	413	91	75	比較鋼
c-1	88	6.9	504	63	62	比較鋼
d-1	121	7.1	489	84	62	比較鋼

[0100] 製造した熱延鋼板について、フェライト、硬質相（マルテンサイトおよびオーステナイト）およびその他の組織の面積分率を求め、フェライト粒、硬質相の形状、X線ランダム強度比を測定した。また、引張強度特性、穴広げ

率および疲労特性を測定した。これらの各特性の測定条件は、上述の測定条件を適用した。疲労試験片は、図１に示す形状および寸法とし、試験片の厚さは３ｍｍとした。各特性の測定結果を表４および表５に示す。熱延鋼板の鋼種はめっきを施さない熱延鋼板（ＨＲ）、めっき後合金化処理を施さない溶融亜鉛めっき鋼板（ＧＩ）または合金化溶融亜鉛めっき鋼板（ＧＡ）とした。

[0101] [表4]

表4 特性

鋼	鋼種*	フェライト体積分率(%)	マルテンサイト-オーステナイト体積分率の和(%)	その他の組織名	その他の組織の体積分率(%)	板厚中央部の硬質相のうち、アスペクト比が3以上の割合(%)	板厚中央部の硬質相の圧延方向の長さ(μm)	フェライト粒の平均アスペクト比	圧延方向から見た<011>方位および<111>方位のX線ランダム強度比の和	圧延方向から見た<001>方位のX線ランダム強度比の和	備考
A-1	HR	95.5	4.5			84.712	8.5	2.4	4.39	0.67	開発鋼
B-1	HR	81.1	18.9			83.3	14.9	2.1	5.25	0.61	開発鋼
C-1	HR	90.5	9.5			90.9	10.2	2.7	5.31	0.65	開発鋼
C-2	HR	89.4	10.6			86.3	22.9	2.6	5.57	0.57	比較鋼
C-3	HR	90.3	9.7			91.6	19.2	2.3	4.90	0.64	開発鋼
C-4	GI	17.0	83.0			81.5	8.1	1.9	5.71	0.57	比較鋼
C-5	HR	93.3	6.7			84.5	11.2	2.8	4.61	0.67	開発鋼
C-6	HR	90.9	2.8	ベイナイト	6.3	89	13.7	1.9	5.35	0.65	比較鋼
C-7	HR	90.4	3.9	ベイナイト	5.7	89.3	13.5	3.0	5.51	0.64	開発鋼
C-8	GA	93.6	1.4	ベイナイト	5	88	9.3	3.7	5.04	0.69	比較鋼
D-1	HR	88.0	12.0			83.7	10.7	1.9	5.70	0.58	開発鋼
E-1	HR	89.5	10.5			83.9	12.5	1.9	4.65	0.69	開発鋼
E-2	HR	88.1	11.9			89	25.5	2.7	4.80	0.66	比較鋼
E-3	HR	86.5	13.5			91.9	17.8	2.6	4.52	0.70	開発鋼
E-4	GA	92.0	8.0			91.2	12.7	4.0	3.26	1.03	比較鋼
E-5	HR	86.4	13.6			95	12.9	3.6	5.99	0.55	開発鋼
E-6	HR	89.2	10.8			93.5	16.1	3.8	3.04	1.16	比較鋼
E-7	GI	86.0	14.0			89.3	14.3	3.2	3.70	0.92	開発鋼
E-8	HR	85.7	14.3			82.2	9.6	2.3	2.91	1.38	比較鋼
E-9	HR	91.0	9.0			87.1	12.1	3.5	4.10	0.78	開発鋼
E-10	HR	83.7	16.3			85.1	11.8	2.6	6.08	0.57	開発鋼
E-11	HR	85.0	15.0			85.1	9.9	1.7	2.82	1.43	比較鋼
E-12	GA	87.6	12.4			100	10.1	6.3	5.28	0.60	比較鋼
E-13	HR	84.5	15.5			98.8	14.6	4.8	5.08	0.67	開発鋼
E-14	HR	86.4	13.6			62.1	11.9	1.5	5.24	0.63	開発鋼
E-15	HR	85.2	14.8			55.4	13.3	1.3	5.21	0.63	比較鋼
E-16	HR	86.0	14.0			51.9	8.5	3.7	4.20	0.74	比較鋼
E-17	HR	86.8	13.2			65	9.3	2.0	4.26	0.70	開発鋼
E-18	HR	85.7	14.3			97.9	12.8	4.3	5.52	0.59	開発鋼
F-1	HR	88.4	11.6			86.6	13.9	2.6	5.70	0.64	開発鋼
G-1	HR	90.2	9.8			83.8	16.0	2.0	4.59	0.71	開発鋼
H-1	HR	89.3	10.7			84.1	12.7	1.8	4.93	0.71	開発鋼
I-1	HR	89.2	10.8			84.8	13.8	2.3	4.14	0.73	開発鋼
a-1	HR	97.5	2.5			85	11.5	1.5	4.65	0.68	比較鋼
b-1	HR	56.5	43.5			94.6	12.8	3.7	5.52	0.63	比較鋼
c-1	HR	90.3	9.7			85.9	13.5	3.8	4.39	0.74	比較鋼
d-1	HR	87.0	13.0			82.8	7.2	2.1	4.48	0.70	比較鋼

[0102]

[表5]

表5 特性

鋼	引張強さ, TS (MPa)	全伸び, El (%)	穴広げ率, λ (%)	TS×El	TS×λ	圧延方向の疲労限度比	圧延方向の打抜き疲労限度比	備考
A-1	663	30.0	93	19890	61659	0.57	0.31	開発鋼
B-1	668	28.0	56	18704	37408	0.66	0.42	開発鋼
C-1	595	34.0	95	20230	56525	0.59	0.38	開発鋼
C-2	622	33.0	54	20526	33588	0.58	0.37	比較鋼
C-3	624	32.0	63	19968	39312	0.58	0.38	開発鋼
C-4	993	12.0	41	11916	40713	0.59	0.36	比較鋼
C-5	595	35.0	101	20825	60095	0.57	0.34	開発鋼
C-6	591	34.0	108	20094	63828	0.59	0.25	比較鋼
C-7	625	33.0	106	20625	66250	0.55	0.30	開発鋼
C-8	571	36.0	117	20556	66807	0.58	0.19	比較鋼
D-1	586	34.0	86	19924	50396	0.70	0.35	開発鋼
E-1	579	34.0	88	19686	50952	0.68	0.35	開発鋼
E-2	619	32.0	56	19808	34664	0.70	0.36	比較鋼
E-3	625	32.0	62	20000	38750	0.66	0.40	開発鋼
E-4	580	35.0	93	20300	53940	0.51	0.35	比較鋼
E-5	625	32.0	81	20000	50625	0.61	0.37	開発鋼
E-6	595	33.0	86	19635	51170	0.52	0.38	比較鋼
E-7	640	30.0	79	19200	50560	0.57	0.35	開発鋼
E-8	664	30.0	77	19920	51128	0.50	0.35	比較鋼
E-9	571	35.0	92	19985	52532	0.61	0.35	開発鋼
E-10	669	29.0	70	19401	46830	0.72	0.40	開発鋼
E-11	648	30.0	74	19440	47952	0.54	0.38	比較鋼
E-12	604	28.0	87	16912	52548	0.66	0.39	比較鋼
E-13	660	28.0	68	18480	44880	0.69	0.37	開発鋼
E-14	655	30.0	70	19650	45850	0.66	0.34	開発鋼
E-15	650	30.0	69	19500	44850	0.70	0.29	比較鋼
E-16	650	31.0	69	20150	44850	0.61	0.25	比較鋼
E-17	620	32.0	84	19840	52080	0.62	0.33	開発鋼
E-18	669	29.0	75	19401	50175	0.72	0.43	開発鋼
F-1	608	33.0	90	20064	54720	0.72	0.35	開発鋼
G-1	581	31.0	82	18011	47642	0.69	0.38	開発鋼
H-1	596	34.0	65	20264	38740	0.64	0.38	開発鋼
I-1	600	33.0	84	19800	50400	0.62	0.36	開発鋼
a-1	448	47.0	146	21056	65408	0.69	0.20	比較鋼
b-1	1002	17.0	31	17034	31062	0.69	0.36	比較鋼
c-1	583	28.0	54	16324	31482	0.67	0.38	比較鋼
d-1	643	31.0	52	19933	33436	0.64	0.39	比較鋼

[0103] 表２～５に示すように、鋼Ａ－１、Ｂ－１、Ｃ－１、Ｃ－３、Ｃ－５、Ｃ－７、Ｄ－１、Ｅ－１、Ｅ－３、Ｅ－５、Ｅ－７、Ｅ－９、Ｅ－１０、Ｅ－１３、Ｅ－１４、Ｅ－１７、Ｅ－１８、Ｆ－１、Ｇ－１、Ｈ－１、Ｉ－１およびＪ－１は、鋼の化学組成およびミクロ組織が本発明の規定を満たす例であり、一方、鋼Ｃ－２、Ｃ－４、Ｃ－６、Ｃ－８、Ｅ－２、Ｅ－４、Ｅ－６、Ｅ－８、Ｅ－１１、Ｅ－１２、Ｅ－１５、Ｅ－１６、ａ－１、ｂ－１、ｃ－１およびｄ－１は、鋼の化学組成またはミクロ組織が本発明の規定を満た

さなかった例である。Ｃ－６～Ｃ－８の「その他の組織」はいずれもベイナイトであった。

[0104] 鋼Ａ－１等、本発明例の熱延鋼板は、いずれも硬質相の面積分率、板厚中央部に存在する硬質相のうちアスペクト比が３以上のものの割合、板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さ、フェライト粒の平均アスペクト比、およびＸ線ランダム強度比がいずれも本発明の規定を満足していた。また、本発明例の熱延鋼板は、いずれも（引張強さ（ＭＰａ））×（全伸び（％））≧１８０００かつ（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００を満たし、疲労限度が０．５５以上かつ打ち抜き疲労限度が０．３０以上であった。

[0105] 比較例である鋼Ｃ－２は、工程［ｅ］の最終圧下温度から７５０℃までの平均冷却速度が４３℃／sと低すぎた。そのため、板厚中央部の硬質相の圧延方向が２２．９μｍと長く、（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００を満たさなかった。

[0106] 鋼Ｃ－４は、工程［ｆ］の６００℃以上７５０℃未満の温度域での保持時間が３．１ｓと短すぎたため、硬質相の面積分率が８３．０％と高く、フェライトがミクロ組織の主体とならなかった。そのため、延性が低く、（引張強さ（ＭＰａ））×（全伸び（％））≧１８０００を満たさなかった。

[0107] 鋼Ｃ－６は、工程［ｇ］のT_3（℃）以上６００℃未満の温度域における平均冷却速度が低すぎた。また、鋼Ｃ－８は、工程［ｈ］の巻き取り温度が５１３℃であり、T_3（４９４℃）よりも高かった。そのため、熱延鋼板の組織中にベイナイトが生成し、硬質相の面積分率が３％未満と低かった。その結果、圧延方向の打ち抜き疲労限度比が０．３未満と低い値であった。

[0108] 鋼Ｅ－２は、工程［ｂ］のスラブ加熱時間が１１６８ｓであり、（Ａ）式で規定する時間t_1（１２４４ｓ）よりも短かった。そのため、板厚中央部の硬質相の圧延方向が２５．５μｍと長く、（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００を満たさなかった。

[0109] 鋼Ｅ－４は、工程［ｃ］の粗圧延中の合計圧下率が４６％と低かった。鋼

Ｅ－６は、工程［ｃ］の粗圧延中にスラブ表層を$Ａｒ_3$変態点以下に冷却した回数が１回だけであった。鋼Ｅ－８は、工程［ｄ］での６回の圧延パスのうち、形状比Ｘが２．３以上を満たしたものが１パスだけであった。鋼Ｅ－１１は、工程［ｄ］での１１００℃以下の圧延の圧下率が３５％と低かった。そのため、これらの鋼では、圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和が３．５未満と低く、一方、圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度が１．０よりも大きかった。その結果、いずれも圧延方向の疲労限度比が０．５５未満と低い値であった。

[0110] 鋼Ｅ－１２は、工程［ｄ］での仕上げ圧延の最終パスでの圧下温度が７６２℃と、（Ｄ）式で規定する$Ｔ_2$（８７７℃）よりも１００℃を超えて低かった。そのため、フェライト粒の平均アスペクト比が６．３と大きく、引張試験時にフェライト粒が加工硬化して鋼板の延性が低下した。その結果、（引張強さ（ＭＰａ））×（全伸び（％））≧１８０００を満たさなかった。

[0111] 鋼Ｅ－１５は、工程［ｄ］での仕上げ圧延の最終パスでの圧下温度が９１３℃と、（Ｄ）式で規定する$Ｔ_2$（８７７℃）よりも２０℃を超えて高かった。鋼Ｅ－１６は、工程［ｄ］での仕上げ圧延の最終パスでの圧下率が２％と低かった。そのため、いずれも板厚中央部の硬質相のうち、アスペクト比が３以上のものの割合が６０％未満と低く、圧延方向の打ち抜き疲労限度比が０．３未満と低い値であった。

[0112] 鋼ａ－１は、Ｃ含有量が０．０１８％と低すぎたため、圧延方向の打ち抜き疲労限度比が０．３未満と低い値であった。

[0113] 鋼ｂ－１は、Ｃ含有量が０．２５４％と高すぎた。また、鋼ｄ－１はＳ含有量が０．０３６１％と高すぎた。そのため、いずれも穴広げ性が低く、（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００を満たさなかった。

[0114] 鋼ｃ－１はＰ含有量が０．１５５％と高すぎたため、加工性が低く、（引張強さ（ＭＰａ））×（全伸び（％））≧１８０００および（引張強さ（ＭＰａ））×（穴広げ率（％））≧３５０００のいずれも満たさなかった。

産業上の利用可能性

[0115] 本発明によれば、圧延方向の疲労特性と加工性に優れた熱延鋼板を提供することができる。本発明は板厚８ｍｍ以下の鋼板に好適に利用できる。本発明に係る熱延鋼板は、自動車用材料の足回り部品などの疲労寿命を延ばすことが可能となるため、産業上の貢献が顕著である。

符号の説明

[0116] １．疲労試験片の打抜き穴

請求の範囲

[請求項1] 化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０３～０．２％、

Ｍｎ：０．１～３．０％、

Ｐ：０．１０％以下、

Ｓ：０．０３％以下、

Ａｌ＋Ｓｉ：０．２～３．０％、

Ｎ：０％を超え、０．０１％以下、

Ｏ：０％を超え、０．０１％以下、

Ｔｉ：０～０．３％、

Ｎｂ：０～０．３％、

Ｍｇ：０～０．０１％、

Ｃａ：０～０．０１％、

ＲＥＭ：０～０．１％、

Ｂ：０～０．０１％、

Ｃｕ：０～２．０％、

Ｎｉ：０～２．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｖ：０～０．３％、

Ｃｒ：０～２．０％、

残部：鉄および不純物であり、

ミクロ組織が、フェライトを主体とし、面積分率で、マルテンサイトおよび／またはオーステナイトで構成される硬質相が３％以上２０％未満であり、

板厚中央部に存在する硬質相のうちアスペクト比が３以上のものが６０％以上を占め、

板厚中央部に存在する硬質相の圧延方向の長さが２０μｍ未満であり、

フェライト粒の平均アスペクト比が５未満であり、

圧延方向から見た＜０１１＞方位および＜１１１＞方位のＸ線ランダム強度比の和が３．５以上であり、かつ圧延方向から見た＜００１＞方位のＸ線ランダム強度比が１．０以下である、熱延鋼板。

[請求項2] 質量％で、Ｔｉ：（０．００５＋４８／１４［Ｎ］＋４８／３２［Ｓ］）％以上０．３％以下、Ｎｂ：０．０１～０．３％から選択される一種以上を含む、請求項１に記載の熱延鋼板。

ただし、［Ｎ］はＮの含有量（質量％）、［Ｓ］はＳの含有量（質量％）を意味する。

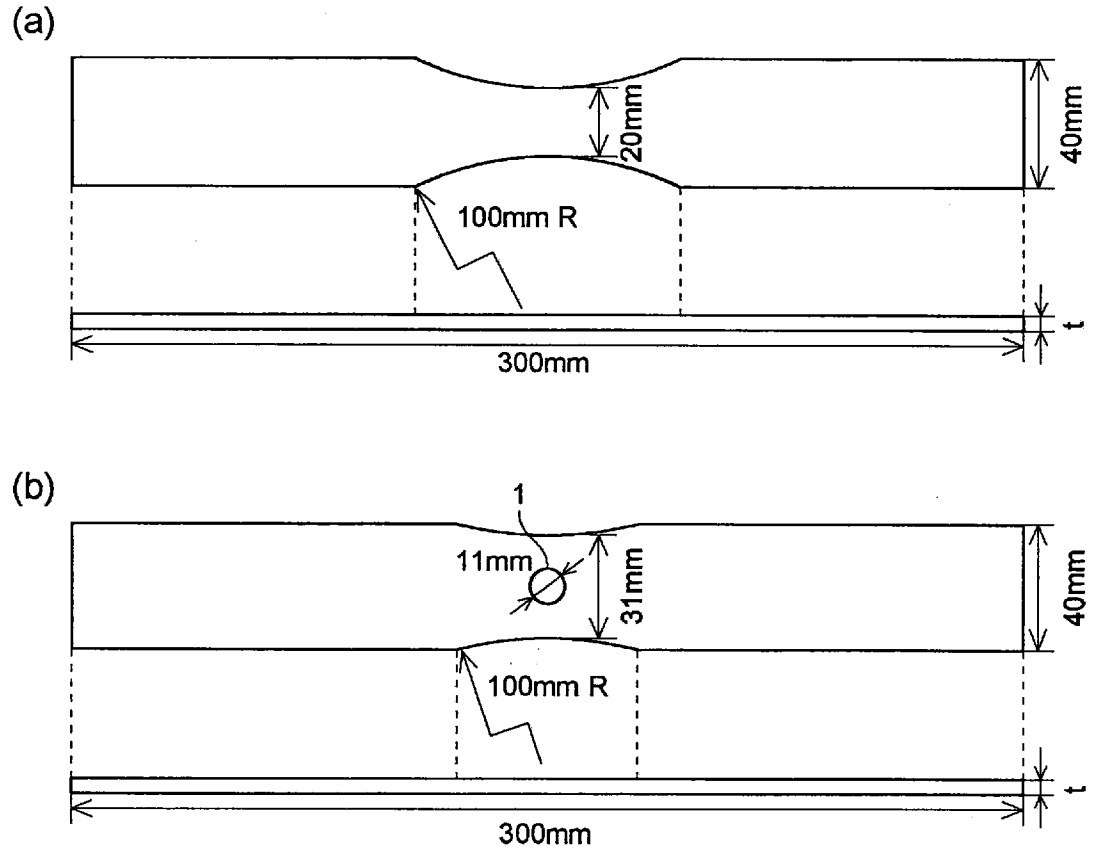
[請求項3] 質量％で、Ｍｇ：０．０００５～０．０１％、Ｃａ：０．０００５～０．０１％、ＲＥＭ：０．０００５～０．１％から選択される一種以上を含む、請求項１に記載の熱延鋼板。

[請求項4] 質量％で、Ｂ：０．０００２～０．０１％を含む、請求項１に記載の熱延鋼板。

[請求項5] 質量％で、Ｃｕ：０．０１～２．０％、Ｎｉ：０．０１～２．０％、Ｍｏ：０．０１～１．０％、Ｖ：０．０１～０．３％、Ｃｒ：０．０１～２．０％から選択される一種以上を含む、請求項１に記載の熱延鋼板。

[請求項6] 表面に溶融亜鉛めっき層、または合金化亜鉛めっき層を有する、請求項１に記載の熱延鋼板。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/070079

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *B21B1/26*(2006.01)i, *B21B3/00*(2006.01)i, *C21D8/02*(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/58*(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)
C22C38/00, B21B1/26, B21B3/00, C21D8/02, C21D9/46, C22C38/58

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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	JP 2011-52293 A (Nippon Steel Corp.), 17 March 2011 (17.03.2011), entire text; all drawings (Family: none)	1-6
A	JP 2009-24227 A (Nippon Steel Corp.), 05 February 2009 (05.02.2009), entire text; all drawings (Family: none)	1-6
A	JP 2004-256836 A (JFE Steel Corp.), 16 September 2004 (16.09.2004), entire text (Family: none)	1-6

☒ 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
01 October 2015 (01.10.15)	13 October 2015 (13.10.15)

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/JP2015/070079

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2004-91924 A (Kobe Steel, Ltd.), 25 March 2004 (25.03.2004), entire text; all drawings (Family: none)	1-6
A	JP 11-50197 A (Kawasaki Steel Corp.), 23 February 1999 (23.02.1999), entire text; all drawings (Family: none)	1-6
A	WO 2014/019844 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV), 06 February 2014 (06.02.2014), entire text; all drawings & US 2015/0191807 A1 & EP 2880189 A1 & CA 2880063 A1 & CN 104520449 A & KR 10-2015-0040814 A & MX 2014015984 A	1-6

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１５／０７００７９

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, B21B1/26(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/58(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.　C22C38/00, B21B1/26, B21B3/00, C21D8/02, C21D9/46, C22C38/58

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	１９７１－２０１５年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１５年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１５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	JP 2011-52293 A (新日本製鐵株式会社) 2011.03.17, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2009-24227 A (新日本製鐵株式会社) 2009.02.05, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2004-256836 A (ＪＦＥスチール株式会社) 2004.09.16, 全文 (ファミリーなし)	1-6

☑　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 ０１．１０．２０１５	国際調査報告の発送日 １３．１０．２０１５
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　３５５７ 鈴木　葉子 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	JP 2004-91924 A (株式会社神戸製鋼所) 2004.03.25, 全文,全図 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 11-50197 A (川崎製鉄株式会社) 1999.02.23, 全文,全図 (ファミリーなし)	1-6
A	WO 2014/019844 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV) 2014.02.06, 全文,全図 & US 2015/0191807 A1 & EP 2880189 A1 & CA 2880063 A1 & CN 104520449 A & KR 10-2015-0040814 A & MX 2014015984 A	1-6