(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9月19日(19.09.2024)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2024/190763 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2024/009480

(22) 国際出願日： 2024年3月12日(12.03.2024)

(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 2023-038865 2023年3月13日(13.03.2023) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (**NIPPON STEEL 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: 小林 駿介 (**KOBAYASHI, Shunsuke**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 村田 真一 (**MURATA, Shinichi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 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 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青木 篤, 外 (**AOKI, Atsushi** et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目２３番１号 虎ノ門ヒルズ森タワー 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, 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).

添付公開書類：
一 国際調査報告（条約第21条(3)）

WO 2024/190763 A1

(54) **Title:** STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称： 鋼板及びその製造方法

(57) **Abstract:** Provided is a steel sheet that characteristically has: a prescribed chemical composition; a metal structure containing, on an area% basis, at least 90.0% martensite and not more than 3.0% retained austenite; an average grain size for prior austenite grains of not more than 30.0 μm; and a standard deviation on the grain size of the prior austenite grains of at least 4.0 μm. Also provided is a method for producing this steel sheet.

(57) 要約：所定の化学組成を有し、金属組織が、面積％で、マルテンサイト：９０．０％以上、及び残留オーステナイト：３．０％以下を含み、旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍ以下であり、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が４．０μｍ以上であることを特徴とする鋼板及びその製造方法が提供される。

明　細　書

発明の名称 ： 鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、環境問題への対応のため、CO_2ガスの排出低減や燃費向上を目的として自動車部品の軽量化が望まれている。一方で、衝突安全性向上に対する社会的要求もますます高くなっている。軽量化と衝突安全性向上を両立させるためには鋼材の高強度化が有効な手段である。しかしながら、通常は鋼材を高強度化すると加工性が低下するため、強度と加工性を同時に向上させる鋼材が必要とされている。

[0003] 強度と加工性の向上に関連して、例えば、特許文献１では、Ｃ：０．１～０．２５％、Ｓｉ：０．１～０．５％、Ｍｎ：０．５～２．０％、Ｃｒ：０．１～１．５％、Ｍｏ：０．１～０．５％、Ｔｉ：０．０１～０．０５％およびＮｂ：０．０１～０．０５％を夫々含有する他、Ｖ：０．０１～０．０５％および／またはＢ：０．０００１～０．００５％を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、且つ旧オーステナイトの平均粒径が２０μｍ以下であると共に、旧オーステナイト粒径分布の標準偏差（σ）が５μｍ以下であることを特徴とする高強度鋼板が記載されている。また、特許文献１では、上記の構成によれば、旧オーステナイト粒径の微細化を図ると共にそのばらつきを低減でき、引張強度が９８０ＭＰａ以上という高強度を維持しつつ、曲げ加工性も改善された高強度鋼板を実現することができると教示されている。

[0004] 特許文献２では、Ｃ：０．０７５～０．３ｗｔ％、Ｍｎ：３～１０ｗｔ％、Ｓｉ：０～２．５ｗｔ％を含有するとともに、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなり、旧γ粒径が２．０μｍ以下であり、シングルブロックをもつ等軸マルテンサイトである組織を有する高強度・高延性微細マルテンサイト

組織鋼材が記載されている。また、特許文献２では、当該高強度・高延性微細マルテンサイト組織鋼材によれば、１２００ＭＰａ以上の引張強さ及び１０％以上の全伸びを達成することができると教示されている。

[0005] 特許文献３では、質量割合にて、Ｃ：０．０６～０．１９％、Ｓｉ：０．１５～０．６０％、Ｍｎ：０．６０～１．８０％、Ｃｒ：０．０５～１．２０％、Ｍｏ：０．０５～１．００％を含むと共に、Ｎｂ：０．００５～０．１０％、Ｖ：０．００５～０．１０％、Ｔｉ：０．００５～０．１０％の１種以上をも含有した鋼材であって、粒子径が１００ｎｍ以下のＮｂ、ＴｉあるいはＶの炭窒化物を体積割合で０．０１～０．８％含み、かつ旧γ粒が粒度番号７以上であって該旧γ粒内にはマルテンサイト組織又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織を有して成ることを特徴とする旧γ粒が球形状の高張力鋼材が記載されている。また、特許文献３では、上記の構成によれば、靭性、アレスト性、溶接性に優れると共に１０％を超える大きい一様伸び特性を有し、かつ量産性の良好な高強度鋼材を提供することが可能になると教示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２００９－２４２８３２号公報

特許文献2：特開２０１９－１４３２４４号公報

特許文献3：特開２００２－０８８４４０号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 上記のとおり、高強度化とともに鋼材の加工性は低下し、特許文献１～３で記載されるような曲げ加工性、全伸び及び一様伸び以外にも、穴広げ性などの特性が低下することが知られている。穴広げ性が低下すると、例えば、自動車の足回り部品などにおいて所望の形状に加工することができない場合がある。このため、高強度熱延鋼板等の高強度鋼板の開発においては、用途

に応じた特性を一定以上確保しつつ高強度化を図ることが重要である。また、自動車用鋼板はプレス成形によって目的の部品形状へと加工されることが多い。例えば、自動車の足回り部品のうちロアアームやトレーリングアーム等の複雑な形状を有する部品がある。通常、プレス成形は複数の工程に分けて行われるため、例えば一次変形を受けて鋼板内部にひずみが蓄積された状態で別の変形（伸びフランジ変形など）を受けるような箇所が比較的多く存在する。しかしながら、鋼板はひずみが導入されると加工硬化して高強度化するため、後の工程での加工性は一般に低下してしまう。このため、鋼板は、ある程度ひずみが導入された状態においても、例えば優れた加工硬化能（硬くなり続ける性能）を有することで高い成形性を発揮することが求められる。

[0008] 本発明は、このような実情に鑑みてなされたものであり、その目的とするところは、新規な構成により、高強度であるにもかかわらず、穴広げ性及び加工硬化能が改善された鋼板及びその製造方法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、上記目的を達成するために、鋼板、特に熱延鋼板の金属組織に着目して検討を行った。その結果、本発明者らは、所定の化学組成を有する熱延鋼板の金属組織をマルテンサイトを主体とする組織により構成することで、高強度化と穴広げ性の向上を達成するとともに、金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径を所定の範囲内に制限しつつ、当該旧オーステナイト粒の粒径におけるばらつきを高めることで加工硬化能を顕著に向上させることができることを見出し、本発明を完成させた。

[0010] 上記目的を達成し得た本発明は下記のとおりである。

（１）化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０４０～０．２００％、

Ｓｉ：０．３０～２．００％、

Ｍｎ：１．００～４．００％、

ｓｏｌ．Ａｌ：０．００１～０．５００％、

Ｐ：０．１００％以下、

Ｓ：０．０３００％以下、

Ｎ：０．００７０％以下、

Ｏ：０．０１００％以下、

Ｎｂ：０．００１～１．０００％、

Ｔｉ：０～０．２００％、

Ｖ：０～０．３００％、

Ｃｕ：０～０．４０％、

Ｃｒ：０～０．９０％、

Ｍｏ：０～０．１２％、

Ｎｉ：０～０．３０％、

Ｂ：０～０．００３０％、

Ｃａ：０～０．００１０％、

Ｍｇ：０～０．００１０％、

Ｂｉ：０～０．０１０％、

Ｚｒ：０～０．０５０％、

Ｃｏ：０～０．０１０％、

Ｚｎ：０～０．０１０％、

Ｗ：０～０．１００％、

Ｓｎ：０～０．０４０％、

Ａｓ：０～０．１００％、

ＲＥＭ：０～０．０１００％、並びに

残部：Ｆｅ及び不純物であり、

金属組織が、面積％で、

マルテンサイト：９０．０％以上、及び

残留オーステナイト：３．０％以下を含み、

旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍ以下であり、

旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が４．０μｍ以上であること

を特徴とする、鋼板。

（２）前記化学組成が、質量％で、

Ｔｉ：０．００１～０．２００％、

Ｖ：０．００１～０．３００％、

Ｃｕ：０．００１～０．４０％、

Ｃｒ：０．００１～０．９０％、

Ｍｏ：０．００１～０．１２％、

Ｎｉ：０．００１～０．３０％、

Ｂ：０．０００１～０．００３０％、

Ｃａ：０．０００１～０．００１０％、

Ｍｇ：０．０００１～０．００１０％、

Ｂｉ：０．００１～０．０１０％、

Ｚｒ：０．００１～０．０５０％、

Ｃｏ：０．００１～０．０１０％、

Ｚｎ：０．００１～０．０１０％、

Ｗ：０．００１～０．１００％、

Ｓｎ：０．００１～０．０４０％、

Ａｓ：０．００１～０．１００％、及び

ＲＥＭ：０．０００１～０．０１００％

のうち少なくとも１種を含むことを特徴とする、上記（１）に記載の鋼板。

（３）前記金属組織が、さらに、面積％で、

フェライト：１０．０％以下、

ベイナイト：１０．０％以下、及び

パーライト：１０．０％以下

のうち少なくとも１種を含むことを特徴とする、上記（１）又は（２）に記載の鋼板。

（４）板厚が１．０～７．０ｍｍであることを特徴とする、上記（１）～（３）のいずれか１項に記載の鋼板。

（５）上記（１）～（４）のいずれか１項に記載の鋼板を含むことを特徴とする、部品。

（６）上記（１）又は（２）に記載の化学組成を有するスラブを鋳造する連続鋳造工程であって、６００～９００℃における平均冷却速度が１０～５０℃／ｍｉｎ、平均冷却速度勾配が４０℃／ｍｉｎ^{2}以下となるように制御する連続鋳造工程、

鋳造されたスラブを加熱し、１１００℃以上の温度域で６０００秒以上保持する加熱工程、

前記スラブを仕上げ圧延することを含み、前記仕上げ圧延が下記（ａ）～（ｃ）の条件を満足する熱間圧延工程、

（ａ）最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率が２０～５０％であること、

（ｂ）総圧下率が９０％以上であること、及び

（ｃ）最終圧延温度が９６０～１１００℃であること

前記熱間圧延工程の完了後０．５～１０．０秒以内に仕上げ圧延された鋼板の冷却を開始し、次いで冷却開始から２０．０秒以内に前記鋼板を４００℃以下の温度まで冷却する冷却工程、並びに

冷却された鋼板を４００℃以下の温度域で巻き取る巻取工程

を含むことを特徴とする、鋼板の製造方法。

発明の効果

[0011] 本発明によれば、高強度であるにもかかわらず、穴広げ性及び加工硬化能が改善された鋼板、特に熱延鋼板及びその製造方法を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0012] ＜鋼板＞

本発明の実施形態に係る鋼板、特に熱延鋼板は、化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０４０～０．２００％、

Ｓｉ：０．３０～２．００％、

Ｍｎ：１．００～４．００％、

ｓｏｌ．Ａｌ：０．００１～０．５００％、

Ｐ：０．１００％以下、

Ｓ：０．０３００％以下、

Ｎ：０．００７０％以下、

Ｏ：０．０１００％以下、

Ｎｂ：０．００１～１．０００％、

Ｔｉ：０～０．２００％、

Ｖ：０～０．３００％、

Ｃｕ：０～０．４０％、

Ｃｒ：０～０．９０％、

Ｍｏ：０～０．１２％、

Ｎｉ：０～０．３０％、

Ｂ：０～０．００３０％、

Ｃａ：０～０．００１０％、

Ｍｇ：０～０．００１０％、

Ｂｉ：０～０．０１０％、

Ｚｒ：０～０．０５０％、

Ｃｏ：０～０．０１０％、

Ｚｎ：０～０．０１０％、

Ｗ：０～０．１００％、

Ｓｎ：０～０．０４０％、

Ａｓ：０～０．１００％、

ＲＥＭ：０～０．０１００％、並びに

残部：Ｆｅ及び不純物であり、

金属組織が、面積％で、

マルテンサイト：９０．０％以上、及び

残留オーステナイト：３．０％以下を含み、

旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍ以下であり、

旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が４．０μｍ以上であることを特徴としている。

[0013] 先に述べたとおり、鋼材の高強度化とともに穴広げ性などの特性が低下することが知られている。例えば、自動車の足回り部品のうちロアアームやトレーリングアーム等の複雑な形状を有する部品を製造するためには、高強度、特には軽量化を可能とする引張強さが９８０ＭＰａ以上の高強度を確保しつつ、優れた穴広げ性を有する鋼板が求められる。高強度化の観点から、鋼板の金属組織はマルテンサイトを主体とする組織によって構成することが好ましい。しかしながら、マルテンサイト鋼は、旧オーステナイト粒の中にさらにパケット、ブロック、ラス等の下部組織を含む階層構造を有しており、強度には優れるものの、一般に加工性が低いという問題がある。それゆえ、プレス成形のように複数の工程に分けて行われる成形操作では、変形の前期において導入されたひずみによる加工硬化に起因して、変形の後期では加工性が一般に低下してしまう。したがって、プレス成形の変形後期においても、高い加工硬化能を発揮することで、高強度と加工性の両立を実現することができる鋼板が求められている。

[0014] そこで、本発明者らは、鋼板、特に熱延鋼板の化学組成を適切なものとすることに加えて、特に当該熱延鋼板の金属組織に着目して検討を行った。まず、本発明者らは、所定の化学組成を有する熱延鋼板の金属組織を、マルテンサイトを主体とする組織、より具体的には面積％で、マルテンサイト：９０．０％以上、及び残留オーステナイト：３．０％以下を含む組織によって構成することで、高強度、例えば引張強さが９８０ＭＰａ以上の高強度を達成しつつ、得られる熱延鋼板の穴広げ性を顕著に改善することができることを見出した。何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、金属組織をマルテンサイトが面積％で９０．０％以上のより均一な組織とすることで、マルテンサイトよりも軟質の他の組織、例えばフェライト等を比較的多く含む場合と比較して、金属組織中の硬度差を低減することができ、

このような硬度差の低減に起因して穴広げ性を向上させることができるものと考えられる。また、残留オーステナイトは、プレス成形などにおける変形中に破壊の起点となり得ることから、マルテンサイトを面積％で９０．０％以上に制御することに加えて、当該残留オーステナイトを面積％で３．０％以下に制限することで、穴広げ性をより顕著に向上させることが可能となる。

[0015] 次に、本発明者らは、旧オーステナイト粒界が転位の運動に対して抵抗力として作用し、加工硬化能の向上に有効と考えられるため、マルテンサイトを主体とする金属組織における旧オーステナイト粒の粒径等を適切なものとする観点から加工硬化能の向上について検討を行った。より具体的には、旧オーステナイト粒を微細化することで、旧オーステナイト粒界の密度を高くすることができる。このため、旧オーステナイト粒を微細化することで転位の障害を多くすることができ、したがって加工硬化能を高めることが可能となる。しかしながら、旧オーステナイト粒を単に微細化するだけでは、例えば、プレス成形のように複数の工程に分けて行われる成形操作の変形後期において十分な加工硬化能を発揮することができない場合がある。そこで、本発明者らは旧オーステナイト粒における粒径の制御に加えて、粒径分布の制御、より具体的には粒径のばらつきの制御に着目し、それについて検討を行った。その結果、本発明者らは、旧オーステナイト粒を所定の範囲内に微細化すること、より具体的には旧オーステナイト粒の平均粒径を３０．０μｍ以下に制御することで熱延鋼板全体としての加工硬化能を向上させつつ、旧オーステナイト粒の粒径におけるばらつきを大きくすること、より具体的には旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を４．０μｍ以上に制御することで、プレス成形の変形後期のようなある程度ひずみが導入された状態においても高い加工硬化率を達成することができることを見出した。

[0016] 何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を４．０μｍ以上に制御することで、粗大粒と微細粒が混在した混粒組織を形成することができ、このような混粒組織

がプレス成形等の変形後期における高い加工硬化率に寄与しているものと考えられる。より具体的には、粗大粒と微細粒が混在した混粒組織を形成することで、プレス成形等の加工中において不均一な変形が誘発されることとなり、その結果として変形後期においても十分な加工硬化能を維持することができ、それゆえ高い加工硬化率を達成することが可能になるものと考えられる。これにより、例えばプレス成形等において一次変形を受けて鋼板内部にひずみが蓄積された状態で別の変形（伸びフランジ変形など）を再度受けるような箇所においても、本発明の実施形態に係る鋼板であれば、高い加工硬化能を維持しているために安定して成形することが可能となる。マルテンサイトを主体とする金属組織において、旧オーステナイト粒の粒径におけるばらつきを大きくして粗大粒と微細粒が混在した混粒組織を形成することで鋼板の加工硬化能を向上させることができるという事実は従来知られておらず、今回、本発明者らによって初めて明らかにされたことである。その結果として、本発明の実施形態に係る鋼板によれば、例えば、引張強さが９８０ＭＰａ以上の高強度であるにもかかわらず、穴広げ性及び加工硬化能を顕著に改善することが可能となる。したがって、本発明の実施形態に係る鋼板は、高強度と優れた加工性の相反する特性を確実に両立させることができるので、これらの特性の両立が求められる自動車分野の使用において特に有用である。

[0017] 以下、本発明の実施形態に係る鋼板についてより詳しく説明する。以下の説明において、各元素の含有量の単位である「％」は、特に断りがない限り「質量％」を意味するものである。また、本明細書において、数値範囲を示す「～」とは、特に断りがない場合、その前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む意味で使用される。

[0018] ［Ｃ：０．０４０～０．２００％］

Ｃは、鋼板の強度を高めるのに有効な元素である。また、Ｃは、鋼中でＮｂと炭化物及び／又は炭窒化物を形成し、形成した析出物のピン止め効果による組織の微細化にも寄与する。これらの効果を十分に得るために、Ｃ含有

量は０．０４０％以上とする。Ｃ含有量は０．０６０％以上、０．０８０％以上、０．１００％以上又は０．１２０％以上であってもよい。一方で、Ｃを過度に含有すると、加工性が低下する場合がある。したがって、Ｃ含有量は０．２００％以下とする。Ｃ含有量は０．１８０％以下、０．１６０％以下、０．１５０％以下又は０．１４０％以下であってもよい。

[0019] ［Ｓｉ：０．３０～２．００％］

Ｓｉは、固溶強化元素として強度上昇に有効な元素である。このような効果を十分に得るために、Ｓｉ含有量は０．３０％以上とする。Ｓｉ含有量は０．４０％以上、０．５０％超、０．５１％以上、０．５２％以上、０．５３％以上、０．５４％以上、０．５５％以上、０．５５％超、０．６０％以上、０．７０％以上、０．８５％以上、１．００％以上又は１．２０％以上であってもよい。一方で、Ｓｉを過度に含有すると、化成処理性及び加工性が低下するとともに、熱間圧延中にスラブ割れが生じる場合がある。したがって、Ｓｉ含有量は２．００％以下とする。Ｓｉ含有量は１．８０％以下、１．６０％以下、１．５０％以下又は１．４０％以下であってもよい。

[0020] ［Ｍｎ：１．００～４．００％］

Ｍｎは、焼入れ性及び固溶強化元素として強度上昇に有効な元素である。これらの効果を十分に得るために、Ｍｎ含有量は１．００％以上とする。Ｍｎ含有量は１．２０％以上、１．５０％以上、１．８０％以上、２．００％以上又は２．２０％以上であってもよい。一方で、Ｍｎを過度に含有すると、加工性が低下する場合がある。したがって、Ｍｎ含有量は４．００％以下とする。Ｍｎ含有量は３．８０％以下、３．５０％以下、３．２０％以下、３．００％以下又は２．８０％以下であってもよい。

[0021] ［ｓｏｌ．Ａｌ：０．００１～０．５００％］

ｓｏｌ．Ａｌは、溶鋼の脱酸剤として作用する元素である。また、ｓｏｌ．Ａｌは、穴広げ性にとって有害なセメンタイトの析出を抑制する元素でもある。これらの効果を得るために、ｓｏｌ．Ａｌ含有量は０．００１％以上とする。ｓｏｌ．Ａｌ含有量は０．０１０％以上、０．０２０％以上、０．

０３０％以上、０．０５０％以上又は０．１００％以上であってもよい。一方で、ｓｏｌ．Ａｌを過度に含有しても効果が飽和し、製造コストの上昇を招く虞がある。したがって、ｓｏｌ．Ａｌ含有量は０．５００％以下とする。ｓｏｌ．Ａｌ含有量は０．４００％以下、０．３００％以下又は０．２００％以下であってもよい。ｓｏｌ．Ａｌとは酸可溶性Ａｌを意味し、固溶状態で鋼中に存在する固溶Ａｌのことを示す。

[0022] ［Ｐ：０．１００％以下］

Ｐは、過度に含有すると粒界偏析等により加工性が低下する場合がある。したがって、Ｐ含有量は０．１００％以下とする。Ｐ含有量は０．０５０％以下、０．０３０％以下、０．０２０％以下又は０．０１５％以下であってもよい。Ｐ含有量の下限は特に限定されず０％であってもよいが、過度な低減はコストの上昇を招く。したがって、Ｐ含有量は０．０００１％以上、０．００１％以上又は０．００５％以上であってもよい。

[0023] ［Ｓ：０．０３００％以下］

Ｓは、過度に含有するとＭｎＳ等の硫化物が多く生成して加工性を低下させる場合がある。したがって、Ｓ含有量は０．０３００％以下とする。Ｓ含有量は０．０２００％以下、０．０１００％以下又は０．００５０％以下であってもよい。Ｓ含有量の下限は特に限定されず０％であってもよいが、過度な低減はコストの上昇を招く。したがって、Ｓ含有量は０．０００１％以上、０．００１０％以上又は０．００３０％以上であってもよい。

[0024] ［Ｎ：０．００７０％以下］

Ｎは、過度に含有すると粗大な窒化物を形成し、加工性を低下させる場合がある。したがって、Ｎ含有量は０．００７０％以下とする。Ｎ含有量は０．００５０％以下、０．００４０％以下又は０．００３０％以下であってもよい。Ｎ含有量の下限は特に限定されず０％であってもよいが、過度な低減はコストの上昇を招く。したがって、Ｎ含有量は０．０００１％以上又は０．０００５％以上であってもよい。

[0025] ［Ｏ：０．０１００％以下］

Ｏは、製造工程で混入する元素である。Ｏを過度に含有すると、粗大な介在物が形成して鋼板の加工性を低下させる場合がある。したがって、Ｏ含有量は０．０１００％以下とする。Ｏ含有量は０．００８０％以下、０．００６０％以下又は０．００４０％以下であってもよい。Ｏ含有量の下限は特に限定されず０％であってもよいが、０．０００１％未満に低減するためには精錬に時間を要し、生産性の低下を招く。したがって、Ｏ含有量は０．０００１％以上又は０．０００５％以上であってもよい。

[0026] ［Ｎｂ：０．００１～１．０００％］

Ｎｂは、鋼中に炭化物、窒化物及び／又は炭窒化物を形成してピン止め効果により旧オーステナイト粒の微細化、ひいては鋼板の高強度化に寄与する元素である。これらの効果を十分に得るために、Ｎｂ含有量は０．００１％以上とする。Ｎｂ含有量は０．００５％以上、０．０１０％以上、０．０５０％以上、０．１００％以上、０．２００％以上又は０．３００％以上であってもよい。一方で、Ｎｂを過度に含有すると、鋼中に粗大な炭化物等が生成して鋼板の加工性が低下する場合がある。したがって、Ｎｂ含有量は１．０００％以下とする。Ｎｂ含有量は０．８００％以下、０．６００％以下又は０．５００％以下であってもよい。

[0027] 本発明の実施形態に係る鋼板の基本化学組成は上記のとおりである。さらに、当該鋼板は、必要に応じて、残部のＦｅの一部に代えて以下の元素のうち少なくとも１種を含有してもよい。

[0028] ［Ｃｒ：０～０．９０％］

Ｃｒは、鋼の焼入れ性を高め、強度及び／又は耐食性の向上に寄与する元素である。Ｃｒ含有量は０％であってもよいが、これらの効果を得るためには、Ｃｒ含有量は０．００１％以上であることが好ましく、０．０１％以上、０．０５％以上又は０．１０％以上であってもよい。一方で、Ｃｒを過度に含有しても効果が飽和し、製造コストの上昇を招く虞がある。したがって、Ｃｒ含有量は０．９０％以下であることが好ましく、０．７０％以下、０．５０％以下、０．４０％以下又は０．３０％以下であってもよい。

[0029] ［Ｔｉ：０～０．２００％、Ｖ：０～０．３００％、Ｃｕ：０～０．４０％、Ｍｏ：０～０．１２％、Ｎｉ：０～０．３０％、Ｂ：０～０．００３０％、Ｃａ：０～０．００１０％、Ｍｇ：０～０．００１０％、Ｂｉ：０～０．０１０％、Ｚｒ：０～０．０５０％、Ｃｏ：０～０．０１０％、Ｚｎ：０～０．０１０％、Ｗ：０～０．１００％、Ｓｎ：０～０．０４０％、Ａｓ：０～０．１００％、及びＲＥＭ：０～０．０１００％］

Ｔｉ、Ｖ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｂ、Ｃａ、Ｍｇ、Ｂｉ、Ｚｒ、Ｃｏ、Ｚｎ、Ｗ、Ｓｎ、Ａｓ、及びＲＥＭは、任意選択元素として鋼板中に含有されていてもよく、又はトランプエレメントとして鋼板中に存在する場合がある。これらの元素の含有量は、Ｔｉ：０～０．２００％又は０．１００％、Ｖ：０～０．３００％又は０．２００％、Ｃｕ：０～０．４０％又は０．２０％、Ｍｏ：０～０．１２％、０．０９％、０．０８％、０．０６％又は０．０４％、Ｎｉ：０～０．３０％又は０．１５％、Ｂ：０～０．００３０％又は０．００１５％、Ｃａ：０～０．００１０％又は０．０００８％、Ｍｇ：０～０．００１０％又は０．０００８％、Ｂｉ：０～０．０１０％、Ｚｒ：０～０．０５０％又は０．０３０％、Ｃｏ：０～０．０１０％、Ｚｎ：０～０．０１０％、Ｗ：０～０．１００％又は０．０５０％、Ｓｎ：０～０．０４０％又は０．０２０％、Ａｓ：０～０．１００％又は０．０５０％、及びＲＥＭ：０～０．０１００％又は０．００５０％であってもよい。これらの元素の下限値については、例えば、Ｔｉ、Ｖ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｂｉ、Ｚｒ、Ｃｏ、Ｚｎ、Ｗ、Ｓｎ及びＡｓ含有量はそれぞれ０．００１％以上、０．００５％以上又は０．００８％以上であってもよい。同様に、Ｂ、Ｃａ、Ｍｇ及びＲＥＭ含有量は０．０００１％以上、０．０００２％以上又は０．０００５％以上であってもよい。

[0030] 本発明の実施形態に係る鋼板において、上記の元素以外の残部は、Ｆｅ及び不純物からなる。不純物とは、例えば、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分等である。本発明の効果に影響しない範囲で含まれるのも許

容される。

[0031] 本発明の実施形態に係る鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、当該鋼板の化学組成は、誘導結合プラズマ発光分光分析（ＩＣＰ－ＡＥＳ：Ｉｎｄｕｃｔｉｖｅｌｙ Ｃｏｕｐｌｅｄ Ｐｌａｓｍａ－Ａｔｏｍｉｃ Ｅｍｉｓｓｉｏｎ Ｓｐｅｃｔｒｏｍｅｔｒｙ）を用いて測定すればよい。Ｃ及びＳは燃焼－赤外線吸収法を用い、Ｎは不活性ガス融解－熱伝導度法を用い、Ｏは不活性ガス融解－非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0032] ［金属組織］

［マルテンサイト：９０．０％以上、及び残留オーステナイト：３．０％以下］

本発明の実施形態に係る鋼板の金属組織は、面積％で、マルテンサイト：９０．０％以上、及び残留オーステナイト：３．０％以下を含む。鋼板の金属組織をこれらの組織を含むよう構成することで、高強度、例えば引張強さが９８０ＭＰａ以上の高強度を達成しつつ、得られる鋼板の穴広げ性を顕著に改善することができる。より具体的には、硬質のマルテンサイトを面積％で９０．０％以上の範囲内に制御してより均一な組織とすることで、高強度化に寄与するだけでなく、金属組織中の硬度差を低減することができ、このような硬度差の低減に起因して穴広げ性を向上させることができる。マルテンサイトの面積率が９０．０％未満であると、所望の強度及び穴広げ性を達成することができない。さらなる高強度化及び穴広げ性向上の観点からは、マルテンサイトの面積率は高いほど好ましく、例えば９２．０％以上、９４．０％以上、９６．０％以上又は９８．０％以上であってもよい。マルテンサイトの面積率の上限は、特に限定されず１００．０％であってもよく、例えば９９．０％以下であってもよい。一方で、残留オーステナイトは、プレス成形などにおける変形中に破壊の起点となり得ることから、マルテンサイトを面積％で９０．０％以上に制御することに加えて、当該残留オーステナイトを面積％で３．０％以下に制限することで、穴広げ性をより顕著に向上

させることが可能となる。残留オーステナイトの面積率が３．０％超であると、それらが変形中に破壊の起点となり、穴広げ性が低下する。穴広げ性をさらに向上させる観点からは、残留オーステナイトの面積率は低いほど好ましく、例えば２．５％以下、２．０％以下、１．５％以下又は１．０％以下であってもよい。残留オーステナイトの面積率の下限は、特に限定されず０％であってもよく、例えば０．５％以上であってもよい。

[0033] ［残部組織］

マルテンサイト及び残留オーステナイト以外の残部組織は、面積％で０％であってもよいが、残部組織が存在する場合には、当該残部組織はフェライト：１０．０％以下、ベイナイト：１０．０％以下、及びパーライト：１０．０％以下のうち少なくとも１種を含むものであってよい。フェライト、ベイナイト及びパーライトのうち少なくとも１種の面積率が合計で１０．０％を超えると、マルテンサイトの面積率が９０．０％未満となるため、結果として所望の強度及び穴広げ性を達成することができなくなる。フェライト、ベイナイト及びパーライトの下限は、それぞれ０％であってもよく、例えばそれぞれ０．１％以上、０．５％以上、１．０％以上、２．０％以上又は３．０％以上であってもよい。同様に、フェライト、ベイナイト及びパーライトの上限は、それぞれ８．０％以下、６．０％以下、５．０％以下又は４．０％以下であってもよい。

[0034] ［金属組織の同定及び面積率の算出］

鋼板における金属組織の同定及び面積率の算出は、ナイタール試薬又はレペラ液を用いた腐食後の光学顕微鏡観察並びにＸ線回折法によって行われる。光学顕微鏡による組織観察は、板面に垂直な方向の板厚断面に対して行われる。なお、板厚断面は圧延方向に平行であることが好ましい。具体的には、まず、鋼板から試料を採取し、試料の観察面をナイタールでエッチングする。次いで、光学顕微鏡を用いて板厚の１／４深さ位置において３００μｍ×３００μｍの視野で得られた組織写真に対して画像解析を行うことにより、マルテンサイトとベイナイトの合計面積率、並びにフェライト及びパーラ

イトの各面積率を算出する。次に、観察面をレペラ腐食した試料を用い、同様に光学顕微鏡を用いて板厚の１／４深さ位置において３００μｍ×３００μｍの視野で得られた組織写真に対して画像解析を行うことにより、マルテンサイトと残留オーステナイトの合計面積率を算出する。次に、圧延面法線方向から板厚の１／４深さまで面削した試料を用い、Ｘ線回折測定により残留オーステナイトの体積率を算出する。残留オーステナイトの体積率は面積率と同等であるため、これを残留オーステナイトの面積率とする。得られた残留オーステナイトの面積率を先に算出したマルテンサイトと残留オーステナイトの合計面積率から引算することでマルテンサイトの面積率を算出する。最後に、得られたマルテンサイトの面積率を同様に先に算出したマルテンサイトとベイナイトの合計面積率から引算することでベイナイトの面積率を算出する。

[0035] ［旧オーステナイト粒の平均粒径：３０．０μｍ以下］

本発明の実施形態に係る鋼板においては、旧オーステナイト粒の平均粒径は３０．０μｍ以下である。先に述べたとおり、旧オーステナイト粒界は転位の運動に対して抵抗力として作用し、加工硬化能の向上に有効と考えられる。これに関連して、旧オーステナイト粒を微細化することで、旧オーステナイト粒界の密度を高くすることができる。このため、旧オーステナイト粒を３０．０μｍ以下に微細化することで転位の障害を多くすることができ、したがって得られる鋼板の加工硬化能を高めることが可能となる。鋼板の加工硬化能をさらに高める観点からは、旧オーステナイト粒の平均粒径は小さいほど好ましく、例えば２８．０μｍ以下、２５．０μｍ以下、２２．０μｍ以下、２０．０μｍ以下、１８．０μｍ以下又は１５．０μｍ以下であってもよい。下限は特に限定されないが、旧オーステナイト粒の平均粒径は、例えば４．０μｍ以上、４．１μｍ以上、４．２μｍ以上、４．５μｍ以上、４．７μｍ以上、５．０μｍ以上、８．０μｍ以上、１０．０μｍ以上又は１２．０μｍ以上であってもよい。

[0036] ［旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差：４．０μｍ以上］

本発明の実施形態においては、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差は４．０μｍ以上である。旧オーステナイト粒の平均粒径を３０．０μｍ以下に制限する一方で、当該旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を４．０μｍ以上にすること、すなわち当該旧オーステナイト粒の粒径におけるばらつきを高めることにより、粗大粒と微細粒が混在した混粒組織を形成することができる。このような混粒組織を形成することで、プレス成形等の加工中において不均一な変形が誘発されると考えられ、その結果としてプレス成形の変形後期のようなある程度ひずみが導入された状態においても十分な加工硬化能を維持することができ、それゆえ高い加工硬化率を達成することが可能となる。鋼板の加工硬化能をさらに高める観点からは、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差は大きいほど、すなわちばらつきが大きいほど好ましく、例えば４．５μｍ以上、５．０μｍ以上、５．０μｍ超、５．１μｍ以上、５．２μｍ以上、５．３μｍ以上、５．４μｍ以上、５．５μｍ以上、６．０μｍ以上、８．０μｍ以上又は１０．０μｍ以上であってもよい。上限は特に規定しないが、旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍ以下であるため、標準偏差の上限は自ずと限定され、あらゆる値をとり得るわけではない。上限は特に限定されないが、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差は、例えば２０．０μｍ以下、１５．０μｍ以下、１２．０μｍ以下、１０．０μｍ以下又は８．０μｍ以下であってもよい。

[0037] 本発明において所望の加工硬化能を達成するためには、金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径を３０．０μｍ以下に制限しつつ、当該旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を４．０μｍ以上に制御することが極めて重要である。というのも、いずれか一方の特徴でも満足しないと、旧オーステナイト粒の微細化による加工硬化能の向上効果と粗大粒と微細粒の混粒組織による加工硬化能の向上効果のうち少なくとも一方が不十分なものとなるためである。とりわけ、マルテンサイトが主体の金属組織においては、一般的に、旧オーステナイト粒の粒径は比較的均一なものとなり、すなわち粒径における標準偏差は比較的小さい値となる。このため、マルテンサイトが

面積％で９０．０％以上の金属組織において、旧オーステナイト粒の平均粒径を３０．０μｍ以下の範囲内に制限しつつ、当該旧オーステナイト粒の粒径におけるばらつきを敢えて高めることは一般的ではなく、それゆえこのような金属組織を作り込むことも非常に難しく、そのような方法は従来知られていない。今回、本発明者らは、鋼板の製造方法に関連して後で詳しく説明するように、特にスラブの連続鋳造工程、熱間圧延工程及び冷却工程を適切な条件下において実施することで、旧オーステナイト粒を微細化しつつも、粗大粒と微細粒が混在した金属組織を形成することができること、さらにはこのような金属組織に基づく加工硬化能の向上効果を初めて見出したものである。したがって、本発明の実施形態に係る鋼板によれば、マルテンサイトを主体とするとともに、旧オーステナイト粒が微細化されかつ粗大粒と微細粒が混在した金属組織によって高強度と穴広げ性の向上を達成しつつ、加工硬化能を顕著に向上させることが可能となる。

[0038] ［旧オーステナイト粒の平均アスペクト比：３．０以下］

旧オーステナイト粒の平均アスペクト比は、特に限定されないが、例えば３．０以下、２．５以下、２．０以下、１．８以下、１．６以下又は１．４以下であってもよい。旧オーステナイト粒の平均アスペクト比を小さくすることで、金属組織の異方性を低減することができる。下限は特に限定されないが、例えば、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比は０．６以上、０．７以上又は０．８以上であってもよい。本発明は、上記のとおり、高強度であるにもかかわらず、穴広げ性及び加工硬化能が改善された鋼板を提供することを目的とするものであって、所定の化学組成を有する鋼板の金属組織をマルテンサイトを主体とする組織により構成するとともに、金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径を所定の範囲内に制限しつつ、当該旧オーステナイト粒の粒径におけるばらつきを高めることで上記の目的を達成するものである。したがって、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比は、本発明の目的を達成する上で必須の技術的特徴でないことは明らかである。

[0039] ［旧オーステナイト粒の平均粒径、旧オーステナイト粒の粒径における標準

偏差、及び旧オーステナイト粒の平均アスペクト比の決定方法］

旧オーステナイト粒の平均粒径、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差、及び旧オーステナイト粒の平均アスペクト比は、以下のようにして決定される。まず、鋼板の端面から５０ｍｍ以上離れた任意の位置（この位置からサンプルを採取できない場合は、端部を避けた位置）から板面に垂直な板厚断面が観察できるようにサンプルを切り出す。板厚断面は圧延方向に平行であることが好ましい。サンプルの大きさは、測定装置にもよるが、板厚方向と垂直な方向に１０ｍｍ程度観察できる大きさとする。上記サンプルの断面を＃６００から＃１５００の炭化珪素ペーパーを使用して研磨した後、粒度１～６μｍのダイヤモンドパウダーをアルコール等の希釈液や純水に分散させた液体を使用して鏡面に仕上げる。次に、電解研磨により観察面を仕上げる。サンプル断面の長手方向の任意の位置で板厚の１／４深さ位置において、長さ５０μｍ、板厚方向に５０μｍの領域を、０．１μｍの測定間隔で電子後方散乱回折法により測定して結晶方位情報を得る。測定には、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡とＥＢＳＤ検出器とで構成されるＥＢＳＤ解析装置を用いればよく、例えばＪＥＯＬ製ＪＳＭ－７００１ＦとＴＳＬ製ＤＶＣ５型検出器とで構成されたＥＢＳＤ解析装置を用いればよい。この際、ＥＢＳＤ解析装置内の真空度は９．６×10^{-5}Ｐａ以下、加速電圧は１５ｋＶ、照射電流レベルは１３としてもよい。得られた結晶方位情報を用いて、一般的な旧オーステナイト粒と変態後の体心構造を持つ結晶粒との結晶方位関係から、旧オーステナイト粒の結晶方位を計算する。旧オーステナイト粒の結晶方位を計算する方法は、以下の方法が用いられる。まず、Ａｃｔａ　Ｍａｔｅｒｉａｌｉａ、５８（２０１０）、６３９３－６４０３に記載の方法で旧オーステナイト粒の結晶方位マップを作成する。観察視野に含まれる旧オーステナイト粒の１つについて、最も短い直径と最も長い直径との平均値を算出し、その平均値を当該旧オーステナイト粒の粒径とする。撮影視野の端部等、結晶粒の全体が撮影視野に含まれていない旧オーステナイト粒を除き、全ての旧オーステナイト粒について上記操作を行い、当該撮影視野にお

ける全ての旧オーステナイト粒の粒径を求める。得られた全旧オーステナイト粒の粒径から平均粒径及び標準偏差を算出することで、旧オーステナイト粒の平均粒径及び粒径における標準偏差が決定される。

[0040] 次に、上記観察視野に含まれる旧オーステナイト粒の１つについて、板厚方向の直径と圧延方向の直径との比（圧延方向直径／板厚方向直径）を算出し、その値を当該旧オーステナイト粒のアスペクト比とする。圧延方向が不明な場合には、任意の方向に対して０°、４５°、９０°及び１３５°の向きにて断面を観察し、その中で最もアスペクト比が高かった断面を圧延方向に平行な断面として、板厚方向の直径と圧延方向の直径との比（圧延方向直径／板厚方向直径）を算出する。撮影視野の端部等、結晶粒の全体が撮影視野に含まれていない旧オーステナイト粒を除き、全ての旧オーステナイト粒について上記操作を行い、当該撮影視野における全ての旧オーステナイト粒のアスペクト比を求める。得られた全旧オーステナイト粒のアスペクト比を算術平均することにより、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が決定される。

[0041] ［板厚］

本発明の実施形態に係る鋼板は、特に限定されないが、一般的には１．０～８．０ｍｍの板厚を有する。例えば、板厚は１．２ｍｍ以上、１．６ｍｍ以上若しくは２．０ｍｍ以上であってもよく、及び／又は７．０ｍｍ以下、６．０ｍｍ以下、５．５ｍｍ以下、５．０ｍｍ以下、４．４ｍｍ以下、４．２ｍｍ以下若しくは４．０ｍｍ以下であってもよい。

[0042] 本発明の実施形態に係る鋼板は、高強度と優れた加工性の相反する特性を確実に両立させることができ、これらの特性の両立が求められる技術分野の部品などにおいて使用するのに有用であり、とりわけ自動車分野の部品などにおいて使用するのに有用である。このため、好ましい実施形態においては、本発明の実施形態に係る鋼板を含む自動車部品、特には自動車の足回り部品が提供される。自動車の足回り部品の一例としては、ロアアームやトレーリングアーム等が挙げられる。これらの自動車部品、特には自動車の足回り

部品は、これらの部品の少なくとも一部において本発明の実施形態に係る鋼板を含んでいればよく、それゆえこれらの部品の少なくとも一部において前記の化学組成及び組織の特徴を満たすものである。プレス成形等の成形において加工の程度が比較的低い鋼板の部位では、鋼板の特徴は成形前後において特に変化しない。加工の程度が比較的低い鋼板の部位は、曲げ等の変形を受けておらず平滑な形状である、板厚の増減率が小さい等の特徴によって判断される。

[0043] ［機械特性］

［引張強さ：ＴＳ］

上記の化学組成及び金属組織を有する鋼板、特に熱延鋼板によれば、高い引張強さ、具体的には９８０ＭＰａ以上の引張強さを達成することができる。引張強さは、好ましくは１０００ＭＰａ以上、１０８０ＭＰａ以上又は１１８０ＭＰａ以上である。本発明の実施形態に係る鋼板によれば、このような非常に高い引張強さを有するにもかかわらず、上で説明した化学組成と金属組織の特定の組み合わせにより、優れた穴広げ性及び加工硬化能を実現することができる。引張強さの上限は特に限定されないが、例えば、鋼板の引張強さは１７８０ＭＰａ以下、１７００ＭＰａ以下又は１６００ＭＰａ以下であってもよい。引張強さは、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向き（Ｃ方向）からＪＩＳ５号試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１：２０１１に準拠した引張試験を行うことで測定される。例えば、寸法上の制約のためにＪＩＳ５号試験片を採取することが困難である場合には、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１：２０１１記載の他の試験片を使用することができる。ただし、板厚が０．５ｍｍ未満となる場合、適切な評価を行うため０．５ｍｍを下限とする。例えば、寸法上の制約のためにＪＩＳ５号試験片を採取することが困難でありかつＪＩＳ　Ｚ　２２４１：２０１１記載の他の試験片を使用することも困難である場合には、ＪＩＳ　Ｚ　２２４４－１：２０２０に準拠したマイクロビッカース試験を行い、その硬さ（ＨＶ）を引張強さに換算した値を使用することができる。マイクロビッカース試験に供する

試料は、旧オーステナイト粒の平均粒径及びアスペクト比を評価する試料と同じ方法で作製することができる。マイクロビッカース試験は、板厚１／４位置に対し荷重５００ｇｆで３０点測定し、その平均値を用いればよい。換算は、次の式によって行うことができる。

引張強さ［ＭＰａ］＝３．１２×ビッカース硬さ［ＨＶ］＋１６

[0044] ［穴広げ率：λ］

上記の化学組成及び金属組織を有する鋼板によれば、高い穴広げ性、具体的には４５％以上の穴広げ率を達成することができる。穴広げ率は、好ましくは５０％以上、より好ましくは６０％以上又は７０％以上であってもよい。穴広げ率の上限は特に限定されないが、例えば、穴広げ率は１５０％以下、１２０％以下又は１００％以下であってもよい。穴広げ率は以下のようにして決定される。まず、鋼板から幅１００ｍｍ×長さ１００ｍｍの試験片を採取し、ポンチ径：１０ｍｍ及びダイス径：１０．２５～１１．５ｍｍ（クリアランス１２．５％）の打ち抜き工具を用いて打ち抜き穴（初期穴：穴径ｄ０＝１０ｍｍ）を作製する。次いで、かえり（バリ）がダイ側となるようにし、頂角６０°の円錐ポンチにて板厚を貫通する割れが発生するまで初期穴を押し広げ、割れ発生時の穴径ｄ１ｍｍを測定して、下記式にて各試験片の穴広げ率λ（％）を求める。この穴広げ試験を３回実施し、それらの平均値を穴広げ率λとして決定する。

λ＝１００×｛（ｄ１－ｄ０）／ｄ０｝

[0045] ＜鋼板の製造方法＞

次に、本発明の実施形態に係る鋼板の好ましい製造方法について説明する。以下の説明は、本発明の実施形態に係る鋼板を製造するための特徴的な方法の例示を意図するものであって、当該鋼板を以下に説明するような製造方法によって製造されるものに限定することを意図するものではない。より具体的には、以下では、熱延鋼板の製造について具体的に示されるが、本発明の実施形態に係る鋼板は、上で説明した化学組成及び金属組織を有する任意の鋼板、すなわち熱延鋼板だけでなく、冷延鋼板、めっき鋼板等をも包含す

るものである。したがって、以下の記載は、本発明の実施形態に係る鋼板が熱延鋼板である場合の好ましい製造方法を単に説明するものにすぎない。

[0046] 本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は、

鋼板に関連して上で説明した化学組成を有するスラブを鋳造する連続鋳造工程であって、６００～９００℃における平均冷却速度が１０～５０℃／ｍｉｎ、平均冷却速度勾配が４０℃／ｍｉｎ^{2}以下となるように制御する連続鋳造工程、

鋳造されたスラブを加熱し、１１００℃以上の温度域で６０００秒以上保持する加熱工程、

前記スラブを仕上げ圧延することを含み、前記仕上げ圧延が下記（ａ）～（ｃ）の条件を満足する熱間圧延工程、

（ａ）最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率が２０～５０％であること、

（ｂ）総圧下率が９０％以上であること、及び

（ｃ）最終圧延温度が９６０～１１００℃であること

前記熱間圧延工程の完了後０．５～１０．０秒以内に仕上げ圧延された鋼板の冷却を開始し、次いで冷却開始から２０．０秒以内に前記鋼板を４００℃以下の温度まで冷却する冷却工程、並びに

冷却された鋼板を４００℃以下の温度域で巻き取る巻取工程

を含むことを特徴としている。上記の製造方法において、スラブ及び鋼板について記載する温度は、それぞれスラブの表面温度及び鋼板の表面温度をいうものである。以下、各工程について詳しく説明する。

[0047] ［連続鋳造工程］

まず、鋼板に関連して上で説明した化学組成を有するスラブが連続鋳造工程において鋳造され、凝固時の温度履歴が適切に制御され、より具体的には６００～９００℃における平均冷却速度が１０～５０℃／ｍｉｎ、平均冷却速度勾配が４０℃／ｍｉｎ^{2}以下となるように制御される。６００～９００℃における平均冷却速度が１０～５０℃／ｍｉｎ、平均冷却速度勾配が４０℃

／ｍｉｎ^{2}以下となるように連続鋳造工程を制御することで、最終的に得られる鋼板の金属組織において、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径及び粒径における標準偏差を達成することが可能となる。

[0048] ６００～９００℃における平均冷却速度が１０℃／ｍｉｎ未満であると、平均冷却速度が遅いために凝固時に体心立方構造（ｂｃｃ構造）に変態して生成する結晶粒が粗大となり、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍよりも大きくなってしまう。この場合には、得られる鋼板において十分な加工硬化能を達成することができなくなる。一方で、６００～９００℃における平均冷却速度が５０℃／ｍｉｎを超えると、平均冷却速度が速すぎるために、凝固組織の変態過程において結晶粒が微細でかつ均一なものとなり、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径は小さくなるものの、その粒径のばらつきを高めることができない。すなわち、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が４．０μｍよりも小さくなってしまい、同様に十分な加工硬化能を達成することができなくなる。

[0049] 本製造方法において、６００～９００℃における平均冷却速度勾配とは、６００～９００℃における単位時間当たりの冷却速度の変化率の平均をいうものである。例えば、冷却速度が１０℃／ｍｉｎから５０℃／ｍｉｎに変化した場合、本製造方法において平均冷却速度勾配は４０℃／ｍｉｎ^{2}となり、逆に冷却速度が５０℃／ｍｉｎから１０℃／ｍｉｎに変化した場合においても、本製造方法において平均冷却速度勾配は４０℃／ｍｉｎ^{2}になるものとする。６００～９００℃における平均冷却速度勾配が４０℃／ｍｉｎ^{2}を超えると、冷却速度の変動が大きすぎるために不均一な冷却が生じてしまう。このような場合には、凝固組織の変態過程において特定の結晶粒だけが異常に成長するような現象が生じ、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径及び／又は粒径における標準偏差を得ることができなくなる。その結果として、最終的に得られる鋼板において十分な加工硬化能を達成することができなくなる。６００～９００℃における平均冷却速度勾配は、好ましくは３０℃／ｍｉｎ^2

以下である。下限は特に限定されないが、６００～９００℃における平均冷却速度勾配は、２℃／ｍｉｎ^{2}以上又は３℃／ｍｉｎ^{2}以上であってよい。

[0050] ［加熱工程］

鋳造されたスラブは、次の加熱工程において加熱され、１１００℃以上の温度域で６０００秒以上保持される。本製造方法において、１１００℃以上の温度域での保持とは、スラブの温度が１１００℃以上の一定の温度で保持する場合だけでなく、スラブの温度が１１００℃以上の温度域で変動して保持する場合をも包含するものである。スラブを１１００℃以上の温度域で６０００秒以上保持することで、組織内に存在する粗大な炭化物を完全に固溶させることができ、亀裂の起点をなくすことができる。保持温度が１１００℃未満であるか又は保持時間が６０００秒未満であると、粗大な炭化物の固溶が不完全となる。粗大な炭化物の固溶が不完全であると、後述する冷却工程にて、このような炭化物を起点としたフェライトやベイナイト変態が生じることでマルテンサイトの面積率が９０．０％未満となり、結果として所望の強度及び／又は穴広げ性を得ることができなくなる。スラブの加熱温度の上限は、好ましくは１３００℃以下又は１２００℃以下である。同様に、１１００℃以上の温度域での保持時間の上限は、好ましくは１００００秒以下である。

[0051] ［熱間圧延工程］

［粗圧延］

本製造方法では、例えば、加熱されたスラブに対し、板厚調整等のために、仕上げ圧延の前に粗圧延を施してもよい。粗圧延は、所望のシートバー寸法が確保できればよく、その条件は特に限定されない。

[0052] ［（ａ）最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率：２０～５０％］

加熱されたスラブ又はそれに加えて必要に応じて粗圧延されたスラブは、次に仕上げ圧延を施される。本製造方法では、仕上げ圧延は、複数の圧延スタンド、例えば５基以上の圧延スタンドからなるタンデム圧延機を用いて行

われる。本製造方法では、加熱されたスラブに対して行われる仕上げ圧延において、後段２段すなわち最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率は２０～５０％に制御される。最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおいて、このような比較的高圧下率の圧延を行うことで、再結晶を促進して金属組織を微細化することができ、加えて旧オーステナイト粒の平均アスペクト比を低減することもできる。最終段から１段前及び／又は最終段の各圧延パスにおける圧下率が２０％未満であると、再結晶が完了しないか又は十分に促進されず、最終的に得られる鋼板の金属組織において所望の旧オーステナイト粒の平均粒径を達成することができない場合があり、及び／又は旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が比較的大きな値となってしまう場合がある。所望の旧オーステナイト粒の平均粒径を達成することができない場合には、十分な加工硬化能を得ることができなくなる。一方で、最終段から１段前及び／又は最終段の各圧延パスにおける圧下率が高すぎると、圧延荷重が過大となり、圧延機等の設備の負荷が高くなる。このため、最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率は５０％以下とする。好ましくは、最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率は４５％以下である。

[0053] ［（ｂ）総圧下率：９０％以上］

本製造方法では、仕上げ圧延における総圧下率は９０％以上に制御される。鋼中に含まれるＭｎは粒界の破壊エネルギーを低下させる元素であるため、Ｍｎが局所的に濃化した領域が存在すると、プレス成形等における塑性変形時の亀裂発生が促進される場合がある。そこで、穴広げ性をより改善する観点からは、Ｍｎの局所的な濃化を抑制又は低減することが有効である。仕上げ圧延における総圧下率を９０％以上に制御することで、Ｍｎを鋼中に拡散させることができ、これに関連して鋼中におけるＭｎ濃度のばらつきを抑制又は低減し、すなわちＭｎの局所的な濃化を抑制又は低減することが可能となる。仕上げ圧延における総圧下率が９０％未満であると、Ｍｎ濃度のばらつきが比較的高くなり、局所的にＭｎが濃化して破壊エネルギーが低下し

た領域の発達を十分に抑制することができない場合がある。仕上げ圧延における総圧下率の上限は、例えば９９％以下又は９８％以下であってもよい。ここで、仕上げ圧延における総圧下率は、下記式にて算出される。

総圧下率（％）＝（仕上げ圧延前の板厚－仕上げ圧延後の板厚）/仕上げ圧延前の板厚×１００

[0054] ［（ｃ）最終圧延温度：９６０～１１００℃］

本製造方法においては、仕上げ圧延の後段２段の各圧延パスにおける圧下率制御に加えて、最終圧延温度（仕上げ圧延の終了温度）についても鋼板の金属組織を制御する上で非常に重要である。最終圧延温度が９６０℃未満であると、再結晶が完了しないか又は十分に促進されず、最終的に得られる鋼板の金属組織において所望の旧オーステナイト粒の平均粒径を達成することができない場合があり、及び／又は旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が比較的大きな値となってしまう場合がある。所望の旧オーステナイト粒の平均粒径を達成することができない場合には、十分な加工硬化能を得ることができなくなる。一方で、最終圧延温度が１１００℃超であると、旧オーステナイト粒が全体的に粗大となり、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径、及び／又は旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を達成することができない場合がある。この場合においても、当然ながら十分な加工硬化能を得ることができなくなる。

[0055] ［冷却工程］

［熱間圧延工程の完了後から冷却開始までの時間：０．５～１０．０秒］

［冷却開始から４００℃以下になるまでの時間：２０．０秒以下］

仕上げ圧延された鋼板は、熱間圧延工程の完了後０．５～１０．０秒以内に次の冷却工程において冷却を開始され、次いで冷却開始から２０．０秒以内に４００℃以下の温度まで冷却される。このような冷却制御を行うことで、最終的に得られる鋼板の金属組織において、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径及び粒径における標準偏差を達成することが可能となる。

[0056] 熱間圧延工程の完了から冷却開始までの時間が０．５秒未満であると、粒

成長が十分に進まず、所望の旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を得ることができなくなる。また、熱間圧延工程の完了から冷却開始までの時間が１０．０秒を超えると、全体的に粒成長が進行しすぎてしまい、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径、及び／又は旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を得ることができなくなる。その結果として、いずれの場合も、鋼板において十分な加工硬化能を達成することができなくなる。一方で、冷却開始から４００℃以下までの冷却時間が２０．０秒超であるか又は冷却停止温度が４００℃超であると、マルテンサイトの面積率が９０．０％未満となり、結果として所望の強度及び／又は穴広げ性を得ることができなくなる。

[0057] ［巻取工程］

最後に、冷却された鋼板は４００℃以下の温度域で巻き取られ、鋼板が製造される。巻取温度が４００℃超であると、冷却工程の場合と同様に、マルテンサイトの面積率が９０．０％未満となり、結果として所望の強度及び／又は穴広げ性を得ることができなくなる。

[0058] 上記の製造方法によって製造された鋼板によれば、金属組織を、面積％で、マルテンサイト：９０．０％以上、及び残留オーステナイト：３．０％以下を含むより均一な組織によって構成することで、高強度、例えば引張強さが９８０ＭＰａ以上の高強度を達成しつつ、硬度差の低減等に起因して穴広げ性を顕著に改善することができる。さらに、金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径を３０．０μｍ以下に制御することで鋼板全体としての加工硬化能を向上させつつ、当該旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を４．０μｍ以上に制御することで、プレス成形の変形後期のようなある程度ひずみが導入された状態においても高い加工硬化率を達成することが可能となる。したがって、上記の製造方法によって製造された鋼板は、高強度と優れた加工性の相反する特性を確実に両立させることができるので、これらの特性の両立が求められる自動車分野の使用において特に有用である。

[0059] 以下、実施例によって本発明をより詳細に説明するが、本発明はこれらの

実施例に何ら限定されるものではない。

実施例

[0060] 以下の実施例では、本発明の実施形態に係る鋼板、特に熱延鋼板を種々の条件下で製造し、得られた鋼板の引張強さ（ＴＳ）、穴広げ率（λ）及び加工硬化率（ＷＨＲ）について調べた。

[0061] まず、溶鋼を表３に示す条件下で連続鋳造法にて鋳造して表１及び２に示す種々の化学組成を有するスラブを形成し、これらのスラブを１１００～１２００℃の温度に加熱して表３に示す時間にわたり保持し、次いで熱間圧延を行った。熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延を行うことにより実施した。より具体的には、粗圧延は全ての実施例及び比較例で同じ条件であり、仕上げ圧延は５基の圧延スタンドからなるタンデム圧延機を用いて表３に示す条件下で実施した。最後に、仕上げ圧延された鋼板を、表３に示す条件下で冷却して巻き取り、表４に示す板厚を有する鋼板を得た。

[0062]

[表1]

表1

鋼No.	化学組成(質量%) 残部はFe及び不純物									備考
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	O	Nb	
A	0.070	0.71	2.47	0.028	0.002	0.0008	0.0013	0.0038	0.021	本発明鋼
B	0.044	1.73	2.36	0.059	0.023	0.0057	0.0009	0.0012	0.052	本発明鋼
C	0.182	1.55	3.21	0.067	0.004	0.0039	0.0024	0.0059	0.067	本発明鋼
D	0.067	0.32	2.12	0.017	0.002	0.0041	0.0068	0.0022	0.034	本発明鋼
E	0.059	1.87	2.21	0.077	0.028	0.0022	0.0044	0.0018	0.041	本発明鋼
F	0.103	1.13	1.22	0.073	0.022	0.0040	0.0042	0.0014	0.035	本発明鋼
G	0.063	1.51	3.75	0.048	0.005	0.0022	0.0027	0.0068	0.072	本発明鋼
H	0.096	1.62	3.24	0.003	0.019	0.0020	0.0002	0.0045	0.054	本発明鋼
I	0.063	1.77	1.76	0.468	0.011	0.0043	0.0060	0.0027	0.068	本発明鋼
J	0.147	1.76	1.63	0.033	0.003	0.0018	0.0043	0.0035	0.002	本発明鋼
K	0.137	1.67	2.59	0.005	0.015	0.0055	0.0063	0.0022	0.896	本発明鋼
L	0.180	1.28	2.99	0.023	0.018	0.0038	0.0038	0.0021	0.035	本発明鋼
M	0.094	1.16	2.68	0.027	0.005	0.0051	0.0015	0.0028	0.074	本発明鋼
N	0.162	1.52	1.93	0.071	0.025	0.0024	0.0030	0.0045	0.033	本発明鋼
O	0.138	0.83	2.06	0.032	0.026	0.0041	0.0062	0.0022	0.078	本発明鋼
P	0.068	0.88	3.00	0.054	0.022	0.0044	0.0029	0.0036	0.071	本発明鋼
Q	0.054	0.96	1.68	0.043	0.027	0.0022	0.0052	0.0069	0.056	本発明鋼
R	0.113	1.78	2.71	0.059	0.019	0.0029	0.0025	0.0024	0.073	本発明鋼
S	0.073	0.65	1.56	0.016	0.019	0.0059	0.0009	0.0012	0.073	本発明鋼
T	0.149	1.72	2.50	0.035	0.010	0.0051	0.0060	0.0056	0.053	本発明鋼
U	0.077	1.79	1.55	0.027	0.019	0.0031	0.0018	0.0048	0.077	本発明鋼
V	0.036	1.72	1.58	0.012	0.023	0.0039	0.0058	0.0024	0.049	比較鋼
W	0.239	1.07	2.38	0.034	0.005	0.0001	0.0037	0.0032	0.051	比較鋼
X	0.070	0.28	2.55	0.028	0.001	0.0005	0.0011	0.0036	0.022	比較鋼
Y	0.071	2.21	3.61	0.029	0.003	0.0050	0.0066	0.0028	0.046	比較鋼
Z	0.137	1.54	0.86	0.013	0.030	0.0025	0.0008	0.0013	0.051	比較鋼
AA	0.083	1.72	4.31	0.063	0.028	0.0007	0.0022	0.0024	0.048	比較鋼
AB	0.173	0.96	2.80	0.000	0.007	0.0010	0.0005	0.0029	0.060	比較鋼
AC	0.138	1.45	2.51	0.044	0.029	0.0021	0.0015	0.0071	0.000	比較鋼
AD	0.071	0.93	1.31	0.014	0.015	0.0023	0.0035	0.0069	1.135	比較鋼

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0063]

[表2]

表2

鋼No.	化学組成(質量%)　残部はFe及び不純物																	備考
	Ti	V	Cu	Cr	Mo	Ni	B	Ca	Mg	Bi	Zr	Co	Zn	W	Sn	As	REM	
A																		本発明鋼
B																		本発明鋼
C																		本発明鋼
D																		本発明鋼
E																		本発明鋼
F																		本発明鋼
G																		本発明鋼
H																		本発明鋼
I																		本発明鋼
J																		本発明鋼
K																		本発明鋼
L								0.0006	0.0007									本発明鋼
M																	0.0082	本発明鋼
N										0.007				0.078				本発明鋼
O											0.047					0.070		本発明鋼
P	0.173	0.166																本発明鋼
Q			0.28									0.008						本発明鋼
R				0.63														本発明鋼
S					0.09										0.030			本発明鋼
T						0.23												本発明鋼
U							0.0024						0.009					本発明鋼
V																		比較鋼
W																		比較鋼
X																		比較鋼
Y																		比較鋼
Z																		比較鋼
AA																		比較鋼
AB																		比較鋼
AC																		比較鋼
AD																		比較鋼

[0064] [表3]

表3

製造No.	鋼No.	連続鋳造工程		加熱工程	熱間圧延工程				冷却工程		巻取工程	備考
		600～900℃										
		平均冷却速度	平均冷却速度勾配	1100℃以上での保持時間	最終段から1段前の圧下率	最終段圧下率	総圧下率	最終圧延温度	冷却開始までの時間	冷却開始から400℃以下までの時間	巻取温度	
		℃/min	℃/min^2	秒	%	%	%	℃	s	s	℃	
1	A	32	10	8760	41	40	94	1005	0.5	6.3	28	本発明例
2	A	13	3	6624	22	45	98	996	3.0	5.6	382	本発明例
3	A	47	11	9657	33	30	95	983	2.5	16.2	18	本発明例
4	A	6	3	8164	26	35	96	990	1.3	8.6	33	比較例
5	A	53	14	7356	40	42	96	978	1.0	9.6	262	比較例
6	A	48	43	7851	33	33	97	1022	1.3	10.1	35	比較例
7	A	46	23	5822	27	25	98	1053	1.2	12.3	28	比較例
8	A	16	8	7358	16	32	96	992	5.1	18.2	27	比較例
9	A	24	5	7982	34	18	97	1039	1.6	7.6	27	比較例
10	A	44	18	8654	40	32	98	948	1.0	10.5	29	比較例
11	A	40	12	8423	35	33	97	1132	1.8	8.3	25	比較例
12	A	34	20	7877	28	29	95	1027	0.3	9.3	31	比較例
13	A	17	2	6385	26	30	91	989	14.2	11.6	25	比較例
14	A	25	5	9275	33	30	93	1062	3.2	23.8	23	比較例
15	A	32	10	7914	34	28	92	1005	1.7	10.3	435	比較例
16	B	25	15	9312	30	28	96	1051	9.3	8.6	12	本発明例
17	C	33	13	9450	31	36	96	991	2.8	16.7	17	本発明例
18	D	26	8	7256	26	35	95	978	1.5	7.8	16	本発明例
19	E	30	9	9380	35	38	91	984	2.3	15.9	11	本発明例
20	F	24	7	7737	27	27	93	999	5.4	18.1	15	本発明例
21	G	35	4	7354	38	36	94	1068	1.0	9.2	15	本発明例
22	H	31	6	8433	37	29	95	1013	4.3	19.1	15	本発明例
23	I	42	4	8157	32	27	96	1065	2.8	8.6	14	本発明例
24	J	34	16	8643	25	25	94	1068	5.2	14.3	25	本発明例
25	K	26	8	9010	30	24	93	1036	3.8	8.1	13	本発明例
26	L	15	6	6968	34	30	93	1013	1.5	10.4	22	本発明例
27	M	15	3	7416	27	28	97	973	3.0	12.5	25	本発明例
28	N	15	9	6940	29	36	95	974	4.7	10.8	24	本発明例
29	O	37	15	7712	25	24	95	1041	7.2	9.1	25	本発明例
30	P	28	6	6981	25	35	93	1063	6.8	9.0	17	本発明例
31	Q	18	9	8295	28	37	93	1013	2.9	15.6	18	本発明例
32	R	26	16	8078	34	34	95	1022	4.1	7.4	12	本発明例
33	S	33	3	8589	31	28	92	1045	7.3	11.3	17	本発明例
34	T	34	20	6814	25	33	97	1027	4.8	18.8	17	本発明例
35	U	44	4	8548	24	29	91	994	4.4	9.7	14	本発明例
36	V	42	21	7960	31	28	97	1061	2.5	13.1	22	比較例
37	W	28	8	8502	24	24	94	1032	6.8	12.6	19	比較例
38	X	15	6	6375	33	24	96	995	2.7	8.9	19	比較例
39	Y	31	12	9230	36	26	94	1044	7.4	10.5	26	比較例
40	Z	32	6	8755	37	29	93	984	7.3	6.5	19	比較例
41	AA	41	16	8785	28	37	94	1021	3.4	16.9	16	比較例
42	AB	41	8	8865	37	26	92	982	2.8	13.3	13	比較例
43	AC	22	4	9471	27	30	96	1026	7.3	16.2	20	比較例
44	AD	22	11	8104	28	33	94	1042	3.7	17.5	23	比較例

下線は製造条件が好ましくないことを示す。

[0065] 得られた鋼板の特性は以下の方法によって測定及び評価した。

[0066] [引張強さ（ＴＳ）]

引張強さ（ＴＳ）は、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向き（Ｃ方向）からＪＩＳ５号試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１：

２０１１に準拠した引張試験を行うことで測定した。

[0067] ［穴広げ率（λ）］

穴広げ率は以下のようにして決定した。まず、鋼板から幅１００ｍｍ×長さ１００ｍｍの試験片を採取し、ポンチ径：１０ｍｍ及びダイス径：１０．２５～１１．５ｍｍ（クリアランス１２．５％）の打ち抜き工具を用いて打ち抜き穴（初期穴：穴径ｄ０＝１０ｍｍ）を作製した。次いで、かえり（バリ）がダイ側となるようにし、頂角６０°の円錐ポンチにて板厚を貫通する割れが発生するまで初期穴を押し広げ、割れ発生時の穴径ｄ１ｍｍを測定して、下記式にて各試験片の穴広げ率λ（％）を求めた。この穴広げ試験を３回実施し、それらの平均値を穴広げ率λとして決定した。

$$\lambda = 100 \times \{(d1 - d0)/d0\}$$

[0068] ［加工硬化能］

加工硬化能は、引張試験から鋼板の加工硬化率（ＷＨＲ）を求めることによって評価した。具体的には、ＴＳ測定の場合と同じ引張試験を行った際の引張変形中のひずみ（真ひずみ）が０．０４以上となる領域をプレス成形の変形後期の状態と模擬し、当該領域における加工硬化率（ＷＨＲ）の最大値を下記式により求めた。

$$WHR\ (MPa) = d\sigma / d\varepsilon$$

式中、σは真応力であり、εは真ひずみである。

[0069] 鋼板の引張強さ（ＴＳ）が９８０ＭＰａ以上であり、穴広げ率（λ）が４５％以上であり、かつ真ひずみが０．０４以上となる領域における加工硬化率（ＷＨＲ）の最大値が１０００ＭＰａ以上である場合を、高強度であるにもかかわらず、穴広げ性及び加工硬化能が改善された鋼板として評価した。その結果を表４に示す。

[0070]

[表4]

表4

製造No.	鋼No.	板厚	金属組織								機械特性			備考
			マルテンサイト	残留γ	フェライト	ベイナイト	パーライト	旧オーステナイト粒			TS	λ	裏ひずみ≧0.04における最大加工硬化率	
								平均粒径	標準偏差	平均アスペクト比				
		mm	面積%	面積%	面積%	面積%	面積%	μm	μm	---	MPa	%	MPa	
1	A	3.2	98.6	0.1	0.0	1.3	0.0	14.1	4.1	1.3	1198	81	1036	本発明例
2	A	3.2	97.8	0.7	0.0	1.5	0.0	28.6	5.2	1.0	1182	88	1626	本発明例
3	A	2.9	95.5	1.0	0.0	3.5	0.0	17.7	4.2	1.4	1201	76	1154	本発明例
4	A	3.3	95.7	0.8	0.0	3.5	0.0	38.8	4.2	1.0	1187	46	862	比較例
5	A	3.0	92.3	0.4	3.2	4.1	0.0	12.5	2.3	1.7	1211	53	793	比較例
6	A	3.5	95.5	0.6	0.0	3.9	0.0	32.5	3.7	1.4	1108	68	883	比較例
7	A	3.0	74.4	2.7	8.2	3.4	11.3	18.8	5.8	1.4	1269	28	1296	比較例
8	A	4.4	98.9	0.1	0.0	1.0	0.0	42.1	6.4	2.8	1210	49	978	比較例
9	A	3.5	94.2	1.9	0.0	3.9	0.0	48.6	5.3	3.3	1116	48	975	比較例
10	A	2.8	95.8	1.0	0.0	3.2	0.0	60.2	6.3	5.6	1185	46	942	比較例
11	A	2.6	97.8	0.8	0.0	1.4	0.0	34.2	3.8	1.0	1043	59	835	比較例
12	A	2.9	97.0	1.4	0.0	1.6	0.0	16.9	3.6	1.3	1285	97	766	比較例
13	A	4.4	95.9	0.0	0.0	4.1	0.0	33.9	3.8	1.6	1241	60	957	比較例
14	A	3.1	83.6	0.1	12.4	2.7	1.2	22.1	5.4	1.3	1294	25	1113	比較例
15	A	2.7	84.5	1.8	0.0	13.7	0.0	23.5	4.7	0.9	1074	29	1057	比較例
16	B	4.4	95.7	1.4	0.0	2.9	0.0	23.4	4.6	0.8	986	83	1562	本発明例
17	C	1.5	93.7	1.4	0.0	4.9	0.0	22.5	7.0	1.1	1539	97	1452	本発明例
18	D	3.0	94.0	1.0	0.0	5.0	0.0	22.3	6.8	1.6	983	92	1323	本発明例
19	E	3.6	95.7	2.8	0.0	1.5	0.0	20.2	7.5	1.8	1286	96	1679	本発明例
20	F	3.4	90.6	0.6	8.1	0.7	0.0	24.4	6.6	0.8	992	78	1155	本発明例
21	G	4.3	94.4	1.5	0.0	4.1	0.0	15.0	5.8	1.4	1482	72	1131	本発明例
22	H	3.2	90.8	1.3	0.0	7.9	0.0	19.3	5.8	1.3	1200	73	1522	本発明例
23	I	4.1	95.0	0.1	0.0	4.9	0.0	16.3	5.2	1.2	1124	61	1397	本発明例
24	J	6.5	97.9	0.2	0.0	1.9	0.0	22.4	5.8	1.3	999	59	1358	本発明例
25	K	3.6	97.2	0.5	0.0	2.3	0.0	14.9	5.9	1.8	1187	65	1437	本発明例
26	L	4.3	96.8	1.0	0.0	2.2	0.0	25.1	6.6	1.1	1030	95	1415	本発明例
27	M	2.7	96.7	2.2	0.0	1.1	0.0	16.2	5.1	0.9	1177	98	1528	本発明例
28	N	3.3	96.3	2.1	0.0	1.6	0.0	13.4	4.3	1.1	1063	89	1464	本発明例
29	O	2.5	97.0	1.2	0.0	1.8	0.0	26.4	6.8	1.6	1290	58	1211	本発明例
30	P	3.5	97.8	0.8	0.0	1.4	0.0	14.6	5.4	1.5	1286	60	1442	本発明例
31	Q	3.8	94.2	1.7	0.0	4.1	0.0	20.5	7.4	1.4	1003	54	1638	本発明例
32	R	3.0	97.8	1.4	0.0	0.8	0.0	14.2	7.5	1.5	1037	60	1582	本発明例
33	S	4.3	96.6	0.6	0.0	2.8	0.0	16.0	6.3	1.1	1041	87	1377	本発明例
34	T	3.4	90.6	0.2	0.0	1.1	8.1	25.7	5.3	0.8	1237	81	1260	本発明例
35	U	2.9	95.3	0.5	0.0	4.2	0.0	18.0	4.3	0.8	1281	94	1147	本発明例
36	V	3.7	94.8	1.8	0.0	3.4	0.0	24.5	6.0	0.8	968	83	1175	比較例
37	W	3.5	96.1	3.3	0.0	0.6	0.0	19.4	5.5	1.0	1642	38	1562	比較例
38	X	3.1	96.3	2.6	0.0	1.1	0.0	20.7	5.2	1.7	963	96	1224	比較例
39	Y	2.7	94.8	3.7	0.0	1.5	0.0	16.0	4.4	1.2	1308	39	1175	比較例
40	Z	3.7	83.4	2.2	8.6	3.7	2.1	22.6	6.3	1.3	958	30	1228	比較例
41	AA	4.1	95.5	0.0	0.0	4.5	0.0	24.1	4.5	1.2	1537	35	1684	比較例
42	AB	3.7	98.5	0.3	0.0	1.2	0.0	23.0	7.5	1.4	1073	38	1530	比較例
43	AC	2.3	97.1	1.7	0.0	1.2	0.0	36.1	4.6	1.2	1157	93	953	比較例
44	AD	2.8	95.3	0.1	0.0	4.6	0.0	23.9	6.7	1.8	1130	42	1314	比較例

下線は本発明の範囲外、または好ましくない特性であることを示す。

[0071] 表１～４を参照すると、比較例４は、連続鋳造工程の６００～９００℃における平均冷却速度が遅かったために、結晶粒が粗大になったものと考えられる。その結果として、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒

の平均粒径が大きくなり、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例５は、連続鋳造工程の６００～９００℃における平均冷却速度が速かったために、凝固組織の変態過程において結晶粒が微細でかつ均一なものになったと考えられる。その結果として、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が小さくなってしまい、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例６は、連続鋳造工程の６００～９００℃における平均冷却速度勾配が大きかったために、冷却速度の変動が大きすぎて不均一な冷却が生じたものと考えられる。その結果として、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径及び粒径における標準偏差を得ることができず、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例７は、加熱工程における１１００℃以上の温度域での保持時間が短かったために、粗大な炭化物の固溶が不完全となり、その後の冷却工程においてこのような炭化物を起点としてフェライトやベイナイト変態等が生じたものと考えられる。その結果として、マルテンサイトの面積率が９０．０％未満となり、λが低下した。比較例８及び９は、それぞれ仕上げ圧延における最終段から１段前及び最終段の圧延パスの圧下率が低かったために、再結晶が完了しないか又は十分に促進されなかったと考えられる。その結果として、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径が大きくなり、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例１０は、仕上げ圧延における最終圧延温度が低かったために、再結晶が完了しないか又は十分に促進されなかったと考えられる。その結果として、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径が大きくなり、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例１１は、仕上げ圧延における最終圧延温度が高かったために、旧オーステナイト粒が全体的に粗大になったものと考えられる。その結果として、最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径及び粒径における標準偏差が大きくなり、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例１２は、熱間圧延工程の完了後から冷却工程開始までの時間が短かったために、粒成長が十分に進まなかったものと考えられる。その結果として、所望の旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差を得ることができず、鋼板の加工硬化能

が低下した。比較例１３は、熱間圧延工程の完了後から冷却工程開始までの時間が長かったために、全体的に粒成長が進行しすぎてしまったものと考えられる。その結果として、所望の旧オーステナイト粒の平均粒径及び粒径における標準偏差を得ることができず、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例１４は、冷却工程における冷却開始から４００℃以下になるまでの時間が長かったために、マルテンサイトの面積率が９０．０％未満となり、λが低下した。比較例１５は、巻取温度が高かったために、同様にマルテンサイトの面積率が９０．０％未満となり、λが低下した。

[0072] 比較例３６及び３８は、それぞれＣ及びＳｉ含有量が低かったためにＴＳが低下した。一方で、比較例３７及び比較例３９は、それぞれＣ及びＳｉ含有量が高かったために残留オーステナイトが比較的多く生成し、λが低下した。比較例４０は、Ｍｎ含有量が低かったために焼入れ性が低下し、その結果としてマルテンサイトの面積率が低くなり、ＴＳ及びλが低下した。比較例４１は、Ｍｎ含有量が高かったためにλが低下した。比較例４２は、ｓｏｌ．Ａｌ含有量が低かったために、セメンタイトの析出を十分に抑制できなかったものと考えられる。その結果としてλが低下した。比較例４３は、Ｎｂ含有量が低かったために、ピン止め効果による旧オーステナイト粒の微細化を十分に促進させることができなかったと考えらえる。その結果として最終的に得られる金属組織中の旧オーステナイト粒の平均粒径が大きくなり、鋼板の加工硬化能が低下した。比較例４４は、Ｎｂ含有量が高かったために、鋼中に粗大な炭化物等が生成したものと考えられる。その結果としてλが低下した。

[0073] これとは対照的に、全ての発明例に係る鋼板において、所定の化学組成を有し、さらに製造方法における各条件を適切に制御することで、金属組織が、面積％で、マルテンサイト：９０．０％以上、及び残留オーステナイト：３．０％以下を含み、旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍ以下であり、旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が４．０μｍ以上である鋼板を得ることができた。また、その結果として、引張強さが９８０ＭＰａ

以上の高強度であるにもかかわらず、穴広げ性及び加工硬化能を顕著に向上させることができた。

請求の範囲

［請求項1］ 化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０４０～０．２００％、

Ｓｉ：０．３０～２．００％、

Ｍｎ：１．００～４．００％、

ｓｏｌ．Ａｌ：０．００１～０．５００％、

Ｐ：０．１００％以下、

Ｓ：０．０３００％以下、

Ｎ：０．００７０％以下、

Ｏ：０．０１００％以下、

Ｎｂ：０．００１～１．０００％、

Ｔｉ：０～０．２００％、

Ｖ：０～０．３００％、

Ｃｕ：０～０．４０％、

Ｃｒ：０～０．９０％、

Ｍｏ：０～０．１２％、

Ｎｉ：０～０．３０％、

Ｂ：０～０．００３０％、

Ｃａ：０～０．００１０％、

Ｍｇ：０～０．００１０％、

Ｂｉ：０～０．０１０％、

Ｚｒ：０～０．０５０％、

Ｃｏ：０～０．０１０％、

Ｚｎ：０～０．０１０％、

Ｗ：０～０．１００％、

Ｓｎ：０～０．０４０％、

Ａｓ：０～０．１００％、

ＲＥＭ：０～０．０１００％、並びに

残部：Ｆｅ及び不純物であり、

金属組織が、面積％で、

マルテンサイト：９０．０％以上、及び

残留オーステナイト：３．０％以下を含み、

旧オーステナイト粒の平均粒径が３０．０μｍ以下であり、

旧オーステナイト粒の粒径における標準偏差が４．０μｍ以上であることを特徴とする、鋼板。

[請求項2] 前記化学組成が、質量％で、

Ｔｉ：０．００１～０．２００％、

Ｖ：０．００１～０．３００％、

Ｃｕ：０．００１～０．４０％、

Ｃｒ：０．００１～０．９０％、

Ｍｏ：０．００１～０．１２％、

Ｎｉ：０．００１～０．３０％、

Ｂ：０．０００１～０．００３０％、

Ｃａ：０．０００１～０．００１０％、

Ｍｇ：０．０００１～０．００１０％、

Ｂｉ：０．００１～０．０１０％、

Ｚｒ：０．００１～０．０５０％、

Ｃｏ：０．００１～０．０１０％、

Ｚｎ：０．００１～０．０１０％、

Ｗ：０．００１～０．１００％、

Ｓｎ：０．００１～０．０４０％、

Ａｓ：０．００１～０．１００％、及び

ＲＥＭ：０．０００１～０．０１００％

のうち少なくとも１種を含むことを特徴とする、請求項１に記載の鋼板。

[請求項3] 前記金属組織が、さらに、面積％で、

フェライト：１０．０％以下、

ベイナイト：１０．０％以下、及び

パーライト：１０．０％以下

のうち少なくとも１種を含むことを特徴とする、請求項１又は２に記載の鋼板。

[請求項4] 板厚が１．０～７．０ｍｍであることを特徴とする、請求項１～３のいずれか１項に記載の鋼板。

[請求項5] 請求項１～４のいずれか１項に記載の鋼板を含むことを特徴とする、部品。

[請求項6] 請求項１又は２に記載の化学組成を有するスラブを鋳造する連続鋳造工程であって、６００～９００℃における平均冷却速度が１０～５０℃／ｍｉｎ、平均冷却速度勾配が４０℃／ｍｉｎ^{2}以下となるように制御する連続鋳造工程、

鋳造されたスラブを加熱し、１１００℃以上の温度域で６０００秒以上保持する加熱工程、

前記スラブを仕上げ圧延することを含み、前記仕上げ圧延が下記（ａ）～（ｃ）の条件を満足する熱間圧延工程、

（ａ）最終段から１段前及び最終段の各圧延パスにおける圧下率が２０～５０％であること、

（ｂ）総圧下率が９０％以上であること、及び

（ｃ）最終圧延温度が９６０～１１００℃であること

前記熱間圧延工程の完了後０．５～１０．０秒以内に仕上げ圧延された鋼板の冷却を開始し、次いで冷却開始から２０．０秒以内に前記鋼板を４００℃以下の温度まで冷却する冷却工程、並びに

冷却された鋼板を４００℃以下の温度域で巻き取る巻取工程

を含むことを特徴とする、鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/009480

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; ***C21D 9/46***(2006.01)i; ***C22C 38/58***(2006.01)i
FI: C22C38/00 301W; C22C38/58; C21D9/46 T

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-C22C38/60; C21D8/02; 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 1971-2024
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)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2009-242832 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) 22 October 2009 (2009-10-22) claims, paragraphs [0010]-[0023], examples	1-5
A		6
A	WO 2019/216269 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 November 2019 (2019-11-14) entire text	1-6
A	WO 2018/151273 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 23 August 2018 (2018-08-23) entire text	1-6
A	WO 2023/008003 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 February 2023 (2023-02-02) entire text	1-6
A	WO 2016/031165 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 03 March 2016 (2016-03-03) entire text	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
"D" document cited by the applicant in the international application
"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
29 May 2024	**11 June 2024**
Name and mailing address of the ISA/JP **Japan Patent Office (ISA/JP)** **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2024/009480

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2022/180146 A1 (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH) 01 September 2022 (2022-09-01) entire text, all drawings	1-6

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/009480

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP 2009-242832 A	22 October 2009	EP 2105515 A2 claims, paragraphs [0011]-[0024], examples CN 101545074 A	
WO 2019/216269 A1	14 November 2019	US 2021/0062289 A1 entire text TW 202003873 A CN 112088225 A	
WO 2018/151273 A1	23 August 2018	US 2019/0390294 A1 entire text EP 3584346 A1 TW 201835347 A CN 110168126 A KR 10-2019-0107070 A MX 2019009529 A BR 112019014902 A2	
WO 2023/008003 A1	02 February 2023	EP 4350016 A1 entire text KR 10-2024-0024947 A CN 117651786 A	
WO 2016/031165 A1	03 March 2016	US 2017/0275726 A1 entire text EP 3187607 A1 CN 106661698 A MX 2017002580 A	
WO 2022/180146 A1	01 September 2022	EP 4298255 A1 entire text, all drawings DE 102021104584 A1 CN 116888283 A KR 10-2023-0148167 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2024/009480

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 38/58(2006.01)i
FI: C22C38/00 301W; C22C38/58; C21D9/46 T

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-C22C38/60; C21D8/02; 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	１９７１－２０２４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
X	JP 2009-242832 A (株式会社神戸製鋼所) 22.10.2009 (2009-10-22) 特許請求の範囲,0010-0023,実施例	1-5
A		6
A	WO 2019/216269 A1 (日本製鉄株式会社) 14.11.2019 (2019-11-14) 全文	1-6
A	WO 2018/151273 A1 (新日鐵住金株式会社) 23.08.2018 (2018-08-23) 全文	1-6
A	WO 2023/008003 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 02.02.2023 (2023-02-02) 全文	1-6
A	WO 2016/031165 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 03.03.2016 (2016-03-03) 全文	1-6
A	WO 2022/180146 A1 (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH) 01.09.2022 (2022-09-01) 全文,全図	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
"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	国際調査報告の発送日
29.05.2024	11.06.2024

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　葉子 4K 3557

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/JP2024/009480

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2009-242832 A	22.10.2009	EP 2105515 A2 請求の範囲,0011-0024,実施例 CN 101545074 A	
WO 2019/216269 A1	14.11.2019	US 2021/0062289 A1 全文 TW 202003873 A CN 112088225 A	
WO 2018/151273 A1	23.08.2018	US 2019/0390294 A1 全文 EP 3584346 A1 TW 201835347 A CN 110168126 A KR 10-2019-0107070 A MX 2019009529 A BR 112019014902 A2	
WO 2023/008003 A1	02.02.2023	EP 4350016 A1 全文 KR 10-2024-0024947 A CN 117651786 A	
WO 2016/031165 A1	03.03.2016	US 2017/0275726 A1 全文 EP 3187607 A1 CN 106661698 A MX 2017002580 A	
WO 2022/180146 A1	01.09.2022	EP 4298255 A1 全文,全図 DE 102021104584 A1 CN 116888283 A KR 10-2023-0148167 A	