(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第3577987号
(P3577987)
(45)発行日　平成16年10月20日(2004.10.20)　(24)登録日　平成16年7月23日(2004.7.23)

| (51)Int.Cl.[7] | F I | | |
|---|---|---|---|
| C22C 38/00 | C22C | 38/00 | 301W |
| C22C 38/14 | C22C | 38/14 | |
| C22C 38/50 | C22C | 38/50 | |
| // C21D 9/46 | C21D | 9/46 | G |

請求項の数 6　(全 19 頁)

(21)出願番号　特願平11-101742
(22)出願日　平成11年4月8日(1999.4.8)
(65)公開番号　特開2000-290749(P2000-290749A)
(43)公開日　平成12年10月17日(2000.10.17)
審査請求日　平成14年2月26日(2002.2.26)

(73)特許権者　000001258
ＪＦＥスチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号
(74)代理人　100099531
弁理士　小林　英一
(72)発明者　比良　隆明
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内
(72)発明者　平本　治郎
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内
(72)発明者　飯塚　栄治
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】プレス成形用熱延鋼板およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

フェライトを主相とする熱延鋼板であって、質量％で、

Ｃ：0.01～0.2 ％、　Si：2.0 ％以下、

Mn：2.1 ％以下、　Ｐ：0.5 ％以下、

Ti：0.03～0.3 ％、　Al：0.10％以下

を含み、残部は実質的にFeからなる組成を有し、主相であるフェライトを体積率で80％以上95％以下含み、フェライトの平均粒径が４μｍ未満で、表面粗さがＲａで0.8 ～1.5 μｍであることを特徴とするプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板。

【請求項２】

質量％で、

Ｃ：0.01～0.2 ％、　Si：2.0 ％以下、

Mn：2.1 ％以下、　Ｐ：0.5 ％以下、

Ti：0.03～0.3 ％、　Al：0.10％以下

を含み、残部は実質的にFeからなり、下記（１）式で定義される炭素当量Ｃeqが0.35以下である組成を有し、組織が４μｍ未満の平均粒径を有するフェライトを主相とし、第２相としてパーライト、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの１種または２種以上からなり、主相であるフェライトを体積率で80％以上95％以下含み、かつ表面粗さＲａが0.8 ～1.5 μｍであることを特徴とするレーザ接合性およびプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板。

記
Ｃeq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6 ……（１）
ここで、Ｃ、Si、Mn：各元素の含有量（質量％）
【請求項３】
質量％で、
Ｃ：0.01～0.2 ％、　　Si：2.0 ％以下、
Mn：2.1 ％以下、　　Ｐ：0.5 ％以下、
Ti：0.03～0.3 ％、　　Al：0.10％以下
を含み、かつ、Cr、Mo、Ni、Ｖの１種または２種以上を下記（２）式で定義される炭素当量Ceq が0.35以下となるよう含有し、残部は実質的にFeからなる組成を有し、組織が４μｍ未満の平均粒径を有するフェライトを主相とし、第２相としてパーライト、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの１種または２種以上からなり、主相であるフェライトを体積率で80％以上95％以下含み、かつ表面粗さRaが0.8 ～1.5 μｍであることを特徴とするレーザ接合性およびプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板。
記
Ｃeq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6＋Cr/5＋Mo/4＋Ni/40 ＋Ｖ/14 ……（２）
ここで、Ｃ、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、Ｖ：各元素の含有量（質量％）
【請求項４】
質量％で、
Ｃ：0.01～0.2 ％、　　Si：2.0 ％以下、
Mn：2.1 ％以下、　　Ｐ：0.5 ％以下、
Ti：0.03～0.3 ％、　　Al：0.10％以下
を含む組成を有する圧延素材を、1150℃以下に再加熱するか、あるいは1150℃以下となってから熱間圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延を、（動的再結晶の下限温度）＋80℃から動的再結晶の下限温度までの動的再結晶温度低温域で少なくとも５パス以上で、かつ該動的再結晶温度低温域での最終圧延パスの圧下率を13～30％とするとともに、圧延仕上げ温度を$Ar_3$変態点以上とする圧延とし、熱間圧延後1.0sec以内に冷却を開始し、30℃／sec 以上の冷却速度で冷却し、巻き取り、ついで、Ra：0.5 μｍ以下のスキンパスロールを用いて調質圧延を施すことを特徴とするプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板の製造方法。
【請求項５】
質量％で、
Ｃ：0.01～0.2 ％、　　Si：2.0 ％以下、
Mn：2.1 ％以下、　　Ｐ：0.5 ％以下、
Ti：0.03～0.3 ％、　　Al：0.10％以下
を下記（１）式で定義される炭素当量Ceq が0.35以下となるように含有する組成を有する圧延素材を、1150℃以下に再加熱するか、あるいは1150℃以下となってから熱間圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延を、（動的再結晶の下限温度）＋80℃から動的再結晶の下限温度までの動的再結晶温度低温域で少なくとも５パス以上で、かつ該動的再結晶温度低温域での最終圧延パスの圧下率を13～30％とするとともに、圧延仕上げ温度を$Ar_3$変態点以上とする圧延とし、熱間圧延後1.0sec以内に冷却を開始し、30℃／sec 以上の冷却速度で冷却し、巻き取り、ついで、Ra：0.5 μｍ以下のスキンパスロールを用いて調質圧延を施すことを特徴とするレーザ接合性およびプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板の製造方法。
記
Ｃeq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6……（１）
ここで、Ｃ、Si、Mn：各元素の含有量（質量％）
【請求項６】
質量％で、
Ｃ：0.01～0.2 ％、　　Si：2.0 ％以下、

Mn：2.1 %以下、　　P：0.5 %以下、
Ti：0.03～0.3 %、　　Al：0.10%以下
を含み、さらにCr、Mo、Ni、Vの１種または２種以上を下記（２）式で定義される炭素当量Ceq が0.35以下となるように含有する組成を有する圧延素材を、1150℃以下に再加熱するか、あるいは1150℃以下となってから熱間圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延を、（動的再結晶の下限温度）＋80℃から動的再結晶の下限温度までの動的再結晶温度低温域で少なくとも５パス以上で、かつ該動的再結晶温度低温域での最終圧延パスの圧下率を13～30%とするとともに、圧延仕上げ温度を$Ar_3$変態点以上とする圧延とし、熱間圧延後1.0sec以内に冷却を開始し、30℃／sec 以上の冷却速度で冷却し、巻き取り、ついで、Ra：0.5 μm以下のスキンパスロールを用いて調質圧延を施すことを特徴とするレーザ接合性およびプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板の製造方法。
記
Ceq＝C＋Si/24 ＋Mn/6＋Cr/5＋Mo/4＋Ni/40 ＋V/14 ……（２）
ここで、C、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、V：各元素の含有量（質量%）

【発明の詳細な説明】
【０００１】
【発明の属する技術分野】
本発明は、自動車用、家電用、建築用等の使途に適用して好適な熱延鋼板に係り、とくに、自動車用として、熱延のままで超微細粒を有し、延性、靱性、強度－延性バランスに優れ、プレス成形性に優れるとともに、プレス成形前のレーザ接合性にも優れる熱延鋼板に関する。なお、本発明でいう鋼板は、鋼板、鋼帯を含むものとする。
【０００２】
【従来の技術】
近年、地球環境の保全の観点から、炭酸ガスの排出を規制する動きが活発となっており、自動車車体の軽量化による燃費改善が注目されている。自動車の軽量化を進めるうえでは、自動車車体で多くの割合を占める鋼板を薄肉化するのが有効な手段であり、鋼板の薄肉化のために、高強度化した自動車用鋼板の開発が進められている。
【０００３】
さらに、最近では、自動車の衝突時に乗員を保護するため、車体の衝突強度を向上させることが要請されている。しかし、この軽量化の要請と、車体の衝突強度の向上の要請をともに満足させることはなかなか難しい。例えば、車体の衝突強度を向上させるために補強材を用いると車体重量が増加し、車体の軽量化を満足させることができない。
【０００４】
このようなことから、高強度で、耐衝撃性にも優れた自動車用高張力鋼板が要望されている。高強度化に伴う延性、靱性などの劣化を抑えるために、機械的特性を総合的に向上させる手段として組織の微細化が有効であることから、高張力鋼における組織の微細化が重要な課題となっている。
組織の微細化手段としては、大圧下圧延法、制御圧延法、制御冷却法などが知られている。
【０００５】
大圧下圧延法については、例えば、特開昭５８－１２３８２３　号公報、特公平５－６５５６４　号公報に代表される提案がある。これらの提案における組織微細化機構の要点は、オーステナイト粒に大圧下を加え、γ→α歪誘起変態を促進させることにある。しかし、これらの方法は、ある程度の微細化は達成できるが、せいぜい５μm　程度までであり、しかも１パスあたりの圧下量を４０%以上にするなど、一般的なホットストリップミルでは実現しがたいという問題に加えて、大圧下圧延により結晶粒が扁平となるため、機械的性質に異方性が生じたり、セパレーションにより破壊吸収エネルギーが低下するという問題もあった。
【０００６】
一方、制御圧延法、制御冷却法を適用した例として、NbもしくはTiを含む析出強化型

鋼板がある。これらの鋼板は、Ｎｂ、Ｔｉの析出強化作用を利用して高張力化を図るとともに、Ｎｂ、Ｔｉがそなえるオーステナイト粒の再結晶抑制作用を利用して低温仕上圧延を施し、未再結晶変形オーステナイト粒からのγ→α歪誘起変態によってフェライト結晶粒を微細化するものであるが、この方法では４μｍ　程度までの結晶粒の微細化しか達成できない。そのうえ、これらの鋼板では、機械的性質の異方性が大きいという問題がある。プレス成形を施す自動車用鋼板では、成形限界は最も延性の劣る方向の特性水準によって決まるため、異方性の大きい鋼板では、組織を微細化した効果が特性として全く現れない場合があり、プレス成形上の問題となっていた。

【０００７】

また、最近では、熱間圧延前のオーステナイト粒を極度に微細化して圧延し動的再結晶とさらに制御冷却を利用し、組織を微細化する方法が、例えば、特開平９－８７７９８　号公報、特開平９－１４３５７０号公報、特開平１０－８１３８　号公報に記載されている。

特開平９－８７７９８　号公報には、Ｍｎ：１．０　～２．５　ｗｔ％、Ｔｉ：０．０５～０．３０ｗｔ％、あるいはＴｉ：０．０５～０．３０ｗｔ％およびＮｂ：０．３０ｗｔ％以下を含有するスラブを９５０　～１１００℃の温度に加熱し、１パス当たりの圧下率が２０％以上となる圧延を少なくとも２回以上行い、仕上圧延温度が$Ar_3$変態点以上となる熱間圧延を行った後、２０℃／ｓ　以上の冷却速度で冷却し、３５０　～５５０　℃で巻き取り、平均結晶粒径１０μｍ　未満のポリゴナルフェライト７５体積％以上と、残留オーステナイト５～２０体積％の組織とする高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【０００８】

特開平９－１４３５７０号公報には、Ｔｉ：０．０５～０．３　ｗｔ％、Ｎｂ：０．１０ｗｔ％以下のうちの１種または２種を含有する鋼を９５０　～１１００℃の温度に加熱し、１パス当たりの圧下率が２０％以上となる圧延を少なくとも２回以上行い、仕上圧延温度が$Ar_3$変態点以上となるように熱間圧延し、$Ar_3$変態点～７５０　℃を２０℃／ｓ　以上の冷却速度で冷却し、７５０　℃未満～６００　℃の温度範囲で５　～２０ｓｅｃ　間滞留させたのち、再び２０℃／ｓ　以上の冷却速度で５５０　℃以下の温度まで冷却し、５５０　℃以下の温度で巻き取り、フェライト８０体積％以上で平均フェライト粒径１０μｍ　未満の極微細組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【０００９】

特開平１０－８１３８　号公報には、Ｍｎ：１．０　ｗｔ％以下、Ｔｉ：０．０５～０．３０ｗｔ％、あるいはＴｉの全部または１部に代え、その２倍量のＮｂを含有する鋼スラブを９５０　～１１００℃の温度に加熱し、１パス当たりの圧下率が２０％以上となる圧延を少なくとも２回以上行い、仕上圧延温度が$Ar_3$変態点以上となる熱間圧延を施した後、２０℃／ｓ　以上の冷却速度で冷却し、３５０　～５５０　℃で巻き取り、フェライトと残留オーステナイトからなる超微細粒組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【００１０】

このような鋼板の機械的特性の改善とは別に、耐衝突特性を向上させるための車体構造の検討が行われている。これは、衝突時のエネルギーを効率良く吸収させるために車体構造を改善するものである。衝突された部位における部品の折損のみで衝突時のエネルギーを吸収できず、乗員が収容されているキャビンまでが変形し、乗員に危害が及ぶことを回避するために、例えば、キャビンに近い部分は高強度材料もしくは板厚を厚くした厚肉材を用い、衝突物体に近くキャビンから遠い部分は軸方向に蛇腹状に座屈して衝突のエネルギーを吸収しやすい、比較的低強度材料もしくは板厚を薄くした薄肉材を用いた車体構造が検討されている。

【００１１】

このような車体構造は、従来は、個々にプレス成形された部材をスポット溶接により組み立てて構成されていたが、プレスの効率化、プレス金型の削減のため、最近では、異なる

板厚、異なる材質の素材を平板の状態で部品形状に合わせてブランクし、これら部材の端面同士をレーザビーム等の高エネルギービームで溶接接合し一体部品としたのち、一挙にプレス成形を行う、いわゆるテーラードブランクと呼ばれる技術が開発されている。この技術内容は、例えば（社）自動車技術会　学術講演会前刷集９０１　，１９９０－５，ｐ１２５　などに紹介されている。

【００１２】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、上記した特開平９－８７７９８　号公報、特開平９－１４３５７０号公報、特開平１０－８１３８　号公報に記載された技術は結晶粒の微細化に主眼をおいたものであるが、結晶粒径は４μｍ　程度までしか得られない。結晶粒径の微細化による機械的特性の改善効果は結晶粒径の平方根に逆比例することから、大幅な特性向上のためには、更なる微細化が要望されていた。さらにこれらの技術を用いて製造された鋼板では、強度および延性は向上するが、機械的特性の異方性は、とくに自動車用鋼板のプレス成形性という観点から、許容できるほど小さくなっているとは言い難く、さらに異方性を小さくし、プレス成形性を向上させる必要があった。

【００１３】

また、従来の鋼板を用いるテーラードブランク技術では、プレス成形時に溶接接合部を起点として破断が生じるという問題があった。溶接接合部は一度溶融され急冷されるため、母材にくらべて強度が増加し、延性が低下する。このため、この低延性の溶接接合部を起点としてプレス成形時に破断が生じるのである。このため、従来は、成形が容易な形状でのみ、この技術が適用されていた。

【００１４】

このようなことから、高強度で、プレス成形性と、レーザ等による溶接接合性（以下レーザ接合性という）とを兼ね備えた自動車用熱延鋼板が要望されていた。

本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、超微細粒を有し、高強度で、プレス成形性に優れ、かつレーザ接合性にも優れる自動車用熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【００１５】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記した課題を達成するため、まず、結晶粒径の微細化による機械的特性の改善効果は結晶粒径の平方根に逆比例することから、自動車用鋼板として、部品に要求される耐衝突強度を満足する高強度を、延性等プレス成形性の低下なく、得るためにはフェライト結晶粒を粒径４μｍ　未満の超微細粒とすることが必要であることを知見した。また、超微細粒を得るためのキーポイントは、熱間圧延時における動的再結晶温度域で繰り返し圧下を行うことであることを見いだした。

【００１６】

このような超微細粒鋼板において、プレス成形性を支配する要因について鋭意研究した。その結果、プレス成形性を支配するものとして、鋼板の機械的性質に加えて、プレス金型と鋼板間の摩擦係数が極めて重要であることに想到した。そして、従来熱延鋼板ではあまり重視されなかった鋼板の表面粗さを調整することでプレス成形時の金型－鋼板間の摩擦係数を減少でき、プレス成形性が向上するという知見を得た。鋼板の表面粗さの調整は、コイル巻取り後にブライトロールでスキンパス圧延を施すことがよいことを見いだした。

【００１７】

また、自動車車体の耐衝突特性向上のために要求されている、結合材のレーザ接合部の特性向上は、鋼板の組成を調整し炭素当量を非溶接部の超微細粒に適合させた所定値以下とすることで達成できるということを知見した。

本発明は、上記した知見に基づきさらに検討を加え完成されたものである。

すなわち、本発明は、フェライトを主相とする熱延鋼板であって、質量％で、Ｃ：0.01～0.2 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：2.1 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、Ti：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、残部は実質的にFeからなる組成を有し、主相であるフェライトを体積率

で80％以上95％以下含み、フェライトの平均粒径が４μｍ未満で、表面粗さがＲａ で0.8～1.5 μｍ であることを特徴とするプレス成形用熱延鋼板である。

【００１８】

また、本発明は、質量％で、Ｃ：0.01～0.2 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：2.1 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、 Ti ：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、残部は実質的にFeからなり、次（１）式

Ｃeq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6 ……（１）

（ここで、Ｃ、Si、Mn：各元素の含有量（質量％））

で定義される炭素当量Ｃeqが0.35以下である組成を有し、組織が４μｍ未満の平均粒径を有するフェライトを主相とし、第２相としてパーライト、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの１種または２種以上からなり、主相であるフェライトを体積率で80％以上95％以下含み、かつ表面粗さＲａ が0.8 ～1.5 μｍ であることを特徴とするレーザ接合性に優れるプレス成形用熱延鋼板であり、また、本発明では、前記第２相の平均粒径が８μｍ 以下、アスペクト比が2.0 以下で、かつ最隣接第２相粒子間の間隔が、該第２相粒子の粒径以上となる割合が80％以上とするのが好ましい。

【００１９】

また、本発明は、質量％で、Ｃ：0.01～0.2 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：2.1 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、 Ti ：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、かつ、Cr、Mo、Ni、Ｖの１種または２種以上を下記（２）式

Ｃeq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6＋Cr/5＋Mo/4＋Ni/40 ＋Ｖ/14 ……（２）

（ここで、Ｃ、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、Ｖ：各元素の含有量（質量％））

で定義される炭素当量Ceq が0.35以下となるように含有し、残部は実質的にFeからなる組成を有し、組織が４μｍ未満の平均粒径を有するフェライトを主相とし第２相としてパーライト、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの１種または２種以上からなり、主相であるフェライトを体積率で80％以上95％以下含み、かつ表面粗さRaが0.8 ～1.5 μｍであることを特徴とするレーザ接合性およびプレス成形性に優れるプレス成形用熱延鋼板であり、また、本発明では、前記第２相の平均粒径が８μｍ以下、アスペクト比が2.0 以下で、かつ最隣接第２相粒子間の間隔が、該第２相粒子の粒径以上となる割合が80％以上とするのが好ましい。

【００２０】

また、本発明は、質量％で、Ｃ：0.01～0.2 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：2.1 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、 Ti ：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含む組成、あるいはＣ：0.01～0.2 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：2.1 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、 Ti ：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を前記（１）式で定義される炭素当量Ceq が0.35％以下となるように含有する組成、あるいはＣ：0.01～0.2 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：2.1 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、 Ti ：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、さらにCr、Mo、Ni、Ｖの１種または２種以上を前記（２）式で定義される炭素当量Ｃeqが0.35以下となるように含有する組成、を有する圧延素材を、1150℃以下に再加熱するか、あるいは1150℃以下となってから熱間圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延を、（動的再結晶の下限温度）＋80℃から動的再結晶の下限温度までの動的再結晶温度低温域で好ましくは１パス当たり４～20％の圧下を少なくとも５パス以上で、かつ該動的再結晶温度低温域での最終圧延パスの圧下率を13～30％とするとともに、圧延仕上げ温度を$Ar_3$変態点以上とする圧延とし、熱間圧延後1.0sec以内、好ましくは0.5sec以内に冷却を開始し、30℃／sec 以上の冷却速度で、好ましくは350 ～600 ℃の温度域まで冷却し、巻き取り、ついで、Ra：0.5 μｍ 以下のスキンパスロールを用いて調質圧延を施すことを特徴とするプレス成形性に優れ、あるいはさらにレーザ接合性に優れるプレス成形用熱延鋼板の製造方法である。

【００２１】

【発明の実施の形態】

本発明の熱延鋼板は、フェライトを主相とし、主相と第２相とからなる組織を有している。主相であるフェライトの体積率は80％以上95％以下とする。フェライトの平均粒径は４

μm未満とする。フェライトの結晶粒径が４μｍ を超えて大きくなると、鋼板が強度的に軟質なものとなり、所望の自動車部品の耐衝突強度を達成できない。現在、自動車用高強度鋼板として要求される所望の引張強さは600 MPa 以上である。この引張強さを、主相をフェライトとする組織で確保するためには、図１に示すように、フェライトの結晶粒径は４μm未満とする必要がある。

【００２２】

また、第２相は、パーライト、マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの１種または２種以上とするのが好ましい。第２相の平均粒径は、１０μｍ　以下とするのが望ましい。平均粒径が１０μｍ　を超えると、延性、靱性の向上が少なくなる。第２相のアスペクト比は　２．０以下とするのが好ましい。２．０　を超えて大きくなると、機械的特性の異方性が大きくなる。とくに、圧延方向の４５°、９０°方向の特性への影響が大きい。第２相の体積率は５～２０％の範囲とするのが好ましい。第２相の体積率が増加すると、要求される強度は達成しやすいが、２０％を超えると、機械的特性、とくに延性が劣化する。

【００２３】

また、本発明では、最隣接第２相粒間の間隔を、第２相粒の粒径以上となる割合が８０％以上とする。これは、第２相粒子が、帯状あるいはクラスター状でなく、島状に分布していることを意味する。最隣接第２相粒間の間隔が、第２相粒の粒径以上（結晶粒半径の２倍以上）となる割合が８０％未満では、機械的特性の異方性が大きくなるため、加工時に均一に変形が起こらず、ネッキングやしわが発生し表面性状不良となる。

【００２４】

本発明において、フェライト、第２相の平均粒径は、常法にしたがい、圧延方向断面における平均粒径とする。また、第２相のアスペクト比は、第２相粒の長径と短径の比をいう。

また、本発明の熱延鋼板は、Ｒａで０．８　～１．５　μｍ　の表面粗さを有する。

本発明では、プレス成形時のプレス金型と鋼板との摩擦係数を低くしプレス成形性を向上させるため、鋼板の表面粗さを調整する。プレス金型と鋼板との摩擦係数が大きいと、プレス時に割れが発生しやすい。

【００２５】

図２に、プレス金型と鋼板との摩擦係数μと鋼板表面粗さＲａとの関係を示す。鋼板表面のＲａが増加するとともに、摩擦係数μが増加する傾向が認められる。

図３に模式的に示すように、鋼板をプレス成形する際には、ダイ１としわ押え３によって挟まれた部分の摩擦係数が高くなり、破断が生じやすくなる。破断が発生する限界摩擦係数はほぼ０．１６であることが、別の実験により判明しており、プレス時の破断を防止しプレス成形性を向上させるために、鋼板表面のＲａを、１．５　μｍ　以下とする。一方、Ｒａが０．８　μｍ　未満となると、鋼板表面の凹部が浅くなるため、プレス成形時に凹部に充足される潤滑油の量が減少し、型かじりが発生しやすくなる。型かじりが発生させないために、鋼板表面のＲａを０．８　μｍ　以上とする。

【００２６】

つぎに、本発明の熱延鋼板の組成限定理由について説明する。以下、組成における％は、質量％を意味するものとする。

Ｃ：0.01～0.2 ％

Ｃは、安価な強化成分であり、所望の鋼板強度に応じて必要量を含有させる。Ｃが0.01%未満では、結晶粒が粗大化し、フェライト平均粒径４μm 未満を満足できなくなる。一方、0.2 ％を超えると、加工性、溶接性が低下する。このため、Ｃは0.01～0.2 ％に限定するのが望ましい。

【００２７】

Ｓｉ：２．０　％以下

Ｓｉは、鋼中に固溶し鋼を強化する固溶強化成分として、強度―伸びバランスを改善しつつ強度上昇に有効に寄与する。しかし、過剰な添加は、延性の低下や表面性状を低下させ

るため、上限を２．０　％に限定するのが好ましい。なお、より好ましくは０．０５～２．０　％である。

【００２８】

Ｍｎ：２．１　％以下

Ｍｎは、$Ａｒ_3$　変態点を低下させ、結晶粒の微細化に寄与する。また、Ｍｎは、第２相のマルテンサイト化、残留オーステナイト相化を促進し、これにより強度―延性バランスの向上に寄与する。さらに、有害な固溶ＳをＭｎＳ　として無害化するが、多量の添加は鋼を硬化させ、かえって強度―延性バランスを低下させる。このため、Ｍｎの上限は２．１％とするのが好ましい。

【００２９】

Ｐ：０．５　％以下

Ｐは、鋼の強化成分として有用であり、所望の鋼板強度に応じて添加させることができる。しかし、Ｐは粒界に偏析しやすいため、過剰の添加は靱性低下の原因となるため、上限を０．５　％とするのが好ましい。なお、より、好ましくは０．００５　～０．２　％である。

【００３０】

Ｔｉ：０．０３～０．２　％

Ｔｉは、スラブ中にＴｉＣ　として存在し、スラブ加熱段階での初期オーステナイト（γ）粒を微細化させ、以降の圧延過程での動的再結晶を生じさせる。このためには、少なくとも０．０３％以上の含有が必要である。Ｔｉ含有量の増加とともに、γ粒微細化効果は大きくなるが、０．２　％を超えるとその効果は飽和する。このため、Ｔｉは０．０３～０．２　％の範囲とするのが好ましい。

【００３１】

Ａｌ：０．１０％以下

Ａｌは、脱酸化剤として作用する元素であるが、０．１０％を超えるＡｌの含有は、介在物が増加し、表面性状を劣化させる。このため、Ａｌは０．１０％以下とするのが好ましい。なお、より好ましくは０．０５％以下である。

上記した成分に加えて、強化元素であるＣｒ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｖの１種または２種以上を炭素当量Ｃｅｑ　が０．３５％以下となるように含有してもよい。Ｃｅｑ　が０．３５をこえると、レーザ溶接部の靱性が低下するため、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｖの１種または２種以上をＣｅｑ０．３５　以下となるように含有するのが好ましい。

【００３２】

上記以外の成分は実質的にＦｅとする。ここで実質的にＦｅとはＦｅおよび不可避的不純物の他、成形性等の改善のために少量（０．５　％以下）　添加されることのあるＢ、Ｃａ、ＲＥＭ　、Ｃｕ、Ｎｂ等も含んでよいものとする。

不可避的不純物としては、例えばＳ、Ｏ、Ｎがあり、これらはできるだけ低減するのが望ましいが、経済性を考慮して、おのおの０．００５　％以下とする。

【００３３】

また、本発明の熱延鋼板は、次（１）、（２）式

Ceq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6　……（１）

Ceq＝Ｃ＋Si/24 ＋Mn/6＋Cr/5＋Mo/4＋Ni/40 ＋Ｖ/14 ……（２）

（ここで、Ｃ、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、Ｖ：各元素の含有量（質量％））

で定義される炭素当量Ｃeqが0.35以下となる組成とするのが好ましい。

【００３４】

Ｃｅｑ　の計算は、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｖを含まない場合は（１）式を、含む場合は（２）式を用いるものとする。なお、含有しない元素は０として計算するものとする。

各部材をレーザ等で溶接接合した接合部の強度上昇を抑制するため、炭素当量Ｃｅｑを０．３５以下に限定するのが好ましい。炭素当量Ｃｅｑが０．３５を超えると、接合部の硬さが増加し、レーザ接合後、プレス成形する際、接合部近傍に割れが発生し、レーザ接合性が劣化する。他の高エネルギービームによる溶接の場合でも同様である。

【００３５】
図５に示すように、各部材のブランクをレーザ溶接により一体に接合し、プレス成形して、サイドメンバーとするに際し、立て壁部分には約１５％の伸びが要求されている。一般に接合部の強度－延性バランスを示す強度×伸びは１６０００（ＭＰａ　・％）　程度であることから、プレス成形時に亀裂を発生させないために、立て壁部分の接合部に要求される強度は１０６５ＭＰａ　以下となる。このことと、図４に示す、Ｃｅｑとレーザ接合部の硬さＨｖ　（引張強さＴＳ）とＣｅｑとの関係から、プレス成形時に接合部に亀裂を発生させない接合部強度とするために、要求される炭素当量は０．３５以下となる。
【００３６】
次に、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。
上記した成分組成範囲に調整した溶鋼を、連続鋳造または造塊－分塊圧延により圧延素材とし、この圧延素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とする。
熱間圧延は、圧延素材を、一旦冷却したのち再加熱する再加熱圧延としても、直送圧延やホットチャージローリングとしてもよい。また、薄スラブ連続鋳造法のような、連続鋳造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を微細化するために、１１５０℃以下に加熱するのが望ましい。また、直送圧延する場合も、１１５０℃以下まで冷却したのち圧延を開始するのが動的再結晶を促進するために好ましい。なお、仕上げ圧延温度をオーステナイト域とするため、再加熱温度、または直送圧延開始温度を８００　℃以上とするのが好ましい。
【００３７】
上記した温度の圧延素材に熱間圧延を施す際に、本発明では、動的再結晶温度低温域で少なくとも５パス以上の繰り返し圧下を施すのが好ましい。動的再結晶温度低温域で繰り返し圧下を施すことにより、オーステナイト粒が微細化される。動的再結晶を起こさせる回数が多くなるほどオーステナイト粒の微細化が進行するため、少なくとも５パス以上で、しかも連続する５パス以上で圧下するのが好ましい。５パス未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さく、平均フェライト粒径４μｍ　未満の微細粒を達成しにくい。なお、パス数を増加しすぎると、細粒化が過度に進行するため、好ましいパス数は６～７パスである。
【００３８】
また、動的再結晶温度低温域での圧下率は、動的再結晶が生ずる範囲であれば特に限定されるものではないが、動的再結晶温度低温域での最終圧延パスを除き、１パス当たり４～２０％、とするのが望ましい。１パス当たりの圧下率が４％未満では、動的再結晶が生じない。一方、１パス当たりの圧下率が２０％を超えると、機械的特性の異方性が高くなる。なお、動的再結晶温度低温域での最終圧延パスは、第２相の微細化を図るため、圧下率１３～３０％とするのが好ましい。圧下率が１３％未満では、微細化が不十分であり、一方、３０％を超えてもそれ以上大きな効果が望めず、また圧延機への負荷が大きくなるとともに、機械的特性の異方性が大きくなる。なお、好ましくは２０～３０％である。
【００３９】
本発明でいう動的再結晶温度は、温度、歪が独立して制御できる測定装置（例えば、富士電波工機製「加工フォーマスター」）により、圧延条件をシミュレーションすることにより得られる歪－応力の関係から予め測定した値を用いるものとする。動的再結晶温度は、鋼組成、加熱温度、圧下率、圧下配分等で変化するが、８５０　～１１００℃の温度範囲内で、通常２５０　～１００　℃の幅で存在するといわれている。なお、動的再結晶温度域の温度幅は、１パス当たりの圧下率が高いほど、あるいは加熱温度が低いほど、拡大する。なお、動的再結晶域の圧延は多かれ少なかれ結晶粒の微細化に寄与するため、動的再結晶温度高温域での圧延を規制するものではない。しかし、組織微細化の点からは、動的再結晶温度域の低い温度域での圧延が、γ→α変態の変態サイトの増加が著しく、有利である。
【００４０】
したがって、本発明では、動的再結晶温度域での圧延に際し、とくに動的再結晶温度低温

域における、圧延条件を前記のように規定した。すなわち、オーステナイト粒の微細化を促進するうえでは、（動的再結晶の下限温度）＋８０℃、好ましくは（動的再結晶の下限温度）＋６０℃、から動的再結晶の下限温度までの温度範囲（部分再結晶低温域）で前記５パス以上の圧下を加えるのが好ましい。

【００４１】

動的再結晶温度低温域における圧延回数を確保するため、圧延中の被圧延材の温度低下を抑制すべく、加熱手段を設置し、被圧延材またはロールを加熱するのが好ましい。とくに、温度低下の著しい位置に加熱手段を設置するのが有効である。加熱手段としては、被圧延材に誘導電流を生起し被圧延材を加熱する高周波加熱装置、あるいは電熱ヒータを用い、ロールを加熱してもよく、また直接通電加熱により加熱しても良い。

【００４２】

なお、熱間圧延時においては、潤滑を施しつつ圧下を行ってもよいことは、いうまでもない。

本発明では、動的再結晶温度低温域での圧延以外の圧延条件はとくに限定されないが、圧延仕上げ温度は$Ar_3$変態点以上とする。圧延仕上げ温度が$Ar_3$変態点未満では、鋼板の延性、靱性が劣化し、機械的特性の異方性が大きくなるためである。

【００４３】

上記した条件で熱間圧延を終了した熱延鋼板においては、この時点でのオーステナイト粒はほぼ等軸の結晶粒となっており、熱間圧延終了後直ちに冷却する直近急冷を行えば、γ→α変態の変態核が多く、フェライト粒の粒成長が抑制され組織が微細化される。このため、圧延終了後１．０　ｓｅｃ　以内、好ましくは０．５ｓｅｃ以内に冷却を開始するのが好ましい。冷却開始が圧延終了後１．０ｓｅｃを超えると、粒成長が著しくなる。

【００４４】

また、冷却速度は３０℃／ｓｅｃ　以上とするのが好ましい。冷却速度が３０℃／ｓｅｃ　未満では、フェライト粒の粒成長が生じ、微細化が達成できないうえ、第２相を微細にしかも島状に分布させることが難しくなる。

３０℃／ｓｅｃ　以上の冷却速度で、好ましくは３５０　～６５０　℃の温度域まで冷却された熱延鋼板は、直ちにコイルに巻き取るのが好適である。巻き取り温度や、巻き取り後の冷却速度はとくに限定するものではない。製造しようとする鋼板に応じて適宜定める。しかし、巻き取り温度が高いと、第２相がパーライト主体の組織となりフェライト粒の粒成長が起こりやすくなる。一方、巻き取り温度が低すぎると、第２相がマルテンサイト主体の組織となる。このようなことから、巻き取り温度は３５０　～６５０　℃の範囲内とするのが望ましい。

【００４５】

巻き取られた熱延鋼板は、ついで、酸洗を行った後に、少なくともＲａ：０．５　μｍ以下、好ましくは０．１　～０．４　μｍ　の表面粗さを有するブライトロールのスキンパスロールを用いて調質圧延する。これにより、鋼板表面を所望の表面粗さＲａ０．８　～１．５　μｍ　とすることができる。なお、調質圧延の伸び率は０．８　～３．０　％に設定するのが好ましい。

【００４６】

【実施例】

表１に示す組成を有する溶鋼を、連続鋳造法によりスラブ（圧延素材）とした。これらスラブを表２に示す種々の条件で加熱、熱間圧延、圧延後冷却を行い、ついで、酸洗したのち、表面粗さを変えたスキンパスロールで調質圧延を行い、表面粗さを変化した熱延鋼板（板厚０．８　～３．０ｍｍ　）とした。

【００４７】

【表１】

| 鋼No | 化学成分（質量%） | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Si | Mn | P | S | Ti | Al | その他 | Ceq * |
| A | 0.10 | 0.5 | 1.2 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.020 | —— | 0.321 |
| B | 0.04 | 0.5 | 1.2 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.022 | Cr：0.05 | 0.271 |
| C | 0.06 | 0.7 | 1.2 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.020 | —— | 0.289 |
| D | 0.10 | 0.5 | 1.2 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.020 | Mo：0.02<br>Ni：0.05<br>V：0.01 | 0.328 |
| E | 0.05 | 0.3 | 1.6 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.020 | —— | 0.329 |
| F | 0.06 | 0.7 | 1.2 | 0.01 | 0.002 | 0.01 | 0.022 | —— | 0.289 |
| G | 0.10 | 0.7 | 1.6 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.021 | —— | 0.396 |
| H | 0.23 | 0.3 | 0.5 | 0.01 | 0.002 | 0.16 | 0.020 | | 0.326 |

*)Ceq ＝C＋Si/24 ＋Mn/6＋Cr/5＋Mo/4＋Ni/40 ＋V/14

【００４８】
【表２】

【0049】
【表3】

【表2－1】

| 鋼板No | 鋼No | 熱間圧延 | | | | | | | | | | | | 調質圧延 | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | スラブ加熱温度 ℃ | 動的再結晶温度域 ℃ | 動的再結晶低温域での圧下 | | | 仕上圧延温度 FDT ℃ | $Ar_3$ ℃ | 仕上板厚（mm） | | 冷却開始時間 sec | 冷却速度 ℃/s | 巻取温度 ℃ | ロール粗度 Ra μm | 伸び率 % |
| | | | | パス数 | 最終パス圧下率% | 温度差** ΔTd | | | 板a | 板b | | | | | |
| 1 | A | 1050 | 920 ～1020 | 7 | 25 | 60 | 840 | 820 | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 30 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 2 | | 1000 | 900 ～1000 | 6 | 25 | 60 | 840 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 30 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 3 | | 1100 | 950 ～1020 | 7 | 25 | 60 | 840 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 30 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 4 | | 1200 | —— | — | — | — | 840 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 30 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 5 | | 1050 | 920 ～1020 | 3 | 25 | 60 | 840 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 30 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 6 | | 1050 | 920 ～1020 | 6*** | 25 | 60 | 840 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 30 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 7 | B | 1050 | 900 ～1000 | 6 | 22 | 55 | 860 | 850 | 1.2 | 1.8 | 0.3 | 50 | 550 | 0.3 | 1.5 |
| 8 | | 1000 | 900 ～980 | 7 | 22 | 55 | 860 | | 1.2 | 1.8 | 0.3 | 50 | 550 | 0.3 | 1.5 |
| 9 | | 1050 | 900 ～1000 | 7 | 10 | 55 | 860 | | 1.2 | 1.8 | 0.3 | 50 | 550 | 0.3 | 1.5 |
| 10 | | 1050 | 900 ～1000 | 7 | 40 | 55 | 860 | | 1.2 | 1.8 | 0.3 | 50 | 550 | 0.3 | 1.5 |
| 11 | C | 1050 | 900 ～1000 | 6 | 20 | 50 | 870 | 850 | 2.0 | 3.0 | 0.3 | 50 | 450 | 0.5 | 3.0 |
| 12 | | 1000 | 900 ～980 | 7 | 20 | 50 | 870 | | 0.8 | 1.6 | 0.3 | 50 | 450 | 0.5 | 3.0 |
| 13 | | 1050 | 900 ～1000 | 6 | 20 | 50 | 870 | | 1.4 | 2.0 | 2.1 | 50 | 450 | 0.5 | 3.0 |
| 14 | | 1050 | 900 ～1000 | 7 | 20 | 50 | 870 | | 1.4 | 2.0 | 0.3 | 25 | 450 | 0.5 | 3.0 |
| 15 | D | 1000 | 900 ～980 | 6 | 25 | 60 | 860 | 840 | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.4 | 2.5 |

*)1000℃加熱－800 ℃で80%圧下－600 ℃まで冷却－850 ℃に昇温－850 ℃で90%圧下－冷却
**)△Td＝（動的再結晶温度域での最初の圧延パスの入側温度）－（動的再結晶温度域下限温度）
***)各パス圧下率25%（他の鋼板では最終パス以外の動的再結晶低温域圧下率：10～20%）

【表２－２】

| 鋼板No | 鋼No | 熱間圧延 | | | | | | | | | | 調質圧延 | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | 加熱温度 ℃ | 動的再結晶温度域 ℃ | 動的再結晶低温域での圧下 パス数 | 動的再結晶低温域での圧下 最終パス圧下率% | 動的再結晶低温域での圧下 温度差** ΔTd | 仕上圧延温度FDT ℃ | $Ar_3$ ℃ | 仕上板厚(mm) 板a | 仕上板厚(mm) 板b | 冷却開始時間 sec | 冷却速度 ℃/s | 巻取温度 ℃ | ロール粗度 Ra μm | 伸び率 % |
| 16 | E | 1000 | 900～980 | 6 | 30 | 60 | 860 | 850 | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.3 | 2.0 |
| 17 | | 1050 | 900～1000 | 7 | 30 | 60 | 860 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.3 | 2.0 |
| 18 | | 1050 | 900～1000 | 7 | 30 | 60 | 860 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 2.1 | 2.0 |
| 19 | | 1050 | 900～1000 | 7 | 30 | 60 | 860 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | — | — |
| 20 | | 1050 | 900～1000 | 7 | 30 | 60 | 860 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.3 | 0.5 |
| 21 | | 1050 | 900～1000 | 7 | 30 | 60 | 860 | | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.3 | 4.0 |
| 22 | | 1000 | — | * | — | — | 860 | | 1.4 | 2.0 | 0.1 | 100 | 350 | 0.3 | 2.0 |
| 23 | F | 1050 | — | — | — | — | 860 | 840 | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 24 | G | 1050 | 900～1000 | 6 | 25 | 60 | 840 | 820 | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.4 | 2.0 |
| 25 | H | 1050 | 900～1000 | 6 | 25 | 60 | 840 | 820 | 1.4 | 2.0 | 0.5 | 35 | 500 | 0.4 | 2.0 |

*)1000℃加熱－800 ℃圧下－600 ℃まで冷却－850 ℃で90%圧下－冷却
**)△Td＝（動的再結晶温度域での最初の圧延パスの入側温度）－（動的再結晶温度域下限温度）
***)各パス圧下率25%（他の鋼板では最終パス以外の動的再結晶低温域圧下率：10～20%）

【００５０】

ついで、これらの鋼板について、組織、機械的特性を調査した。

組織は、鋼板の圧延方向断面について、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡を用いて、フェライトの体積率、粒径および第２相粒子の粒径、第２相粒子のアスペクト比、および第２相粒子の分布状態を測定した。また、最隣接第２相粒子間の間隔を測定し、その間隔が第２相粒子の粒径以上となる割合を求め、第２相の分布状態とした。

【００５１】
また、機械的特性は、鋼板の圧延方向、圧延方向に直角方向、圧延方向に４５°方向について、ＪＩＳ　５号試験片により引張特性（降伏点ＹＳ、引張強さＴＳ、伸びＥｌ）を測定した。伸びの測定値から、ΔＥｌ＝１／２　・（$El_0$　＋$El_{90}$）－$El_{45}$で定義される各鋼板の伸びの異方性ΔＥｌを計算した。ここで、$El_0$　は圧延方向の伸び値、$El_{90}$は圧延方向に直角方向の伸び値、$El_{45}$は圧延方向に４５°方向の伸び値を表す。
【００５２】
ついで、これら鋼板について、同一組成で板厚の異なる鋼板ａ６、鋼板ｂ７から部材をブランクし、表３にしめす条件でレーザ接合し接合ブランク４としたのち、図５に示すようなサイドメンバー（成形部品）５にプレス成形し、接合部の亀裂発生の有無を調査した。なお、接合部の最高硬さＨｖ　を測定した。
これらの結果を表４に示す。
【００５３】
【表４】

【表3】

| レーザ溶接条件 | |
|---|---|
| レーザビームモード | ﾏﾙﾁﾓｰﾄﾞ |
| レーザ出力 | 4.0kW |
| 溶接速度 | 6m/min |
| 焦点位置 | 板表面 |
| 突き合せｷｬｯﾌﾟ | 0mm |

【００５４】
【表５】

【0055】
【表6】

【表4－1】

| 鋼板No | 鋼No | 鋼板 | | | | | | | 引張特性 | | | | | レーザ接合部特性 | | 備考 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | フェライト | | 第2相粒子 | | | | 表面粗さ | 降伏点 | 引張強さ | 伸び | 異方性 | TS×El | 接合部最高硬さ | プレス成形性 ** | |
| | | 平均粒径 | 体積率 | 種類 * | 平均粒径 | アスペクト比 | 最隣接間隔が粒径以上となる割合 | Ra | YS | TS | El | ΔEl | | | | |
| | | μm | % | | μm | | % | μm | MPa | MPa | % | % | MPa% | Hv | | |
| 1 | A | 3.2 | 85 | B | 3.4 | 1.5 | 90 | 0.9 | 560 | 690 | 33 | −1.7 | 22770 | 345 | 良好 | 本発明例 |
| 2 | | 2.8 | 80 | B | 3.3 | 1.3 | 85 | 0.9 | 571 | 702 | 33 | −2.3 | 23166 | 347 | 良好 | 本発明例 |
| 3 | | 3.5 | 80 | B | 4.6 | 1.8 | 95 | 0.9 | 551 | 673 | 32 | −1.5 | 21536 | 344 | 良好 | 本発明例 |
| 4 | | 11.2 | 80 | B | 12.2 | 1.7 | 60 | 0.9 | 490 | 621 | 25 | −6.2 | 15525 | 340 | 形状不良 | 比較例 |
| 5 | | 4.6 | 80 | B | 7.9 | 1.8 | 70 | 0.9 | 508 | 642 | 28 | −5.5 | 17976 | 342 | 形状不良 | 比較例 |
| 6 | | 3.5 | 80 | B | 5.8 | 2.2 | 80 | 0.9 | 550 | 668 | 31 | −5.1 | 20708 | 345 | 可 | 本発明例 |
| 7 | B | 3.3 | 85 | B | 5.2 | 1.8 | 85 | 1.2 | 534 | 662 | 33 | −2.4 | 21846 | 311 | 良好 | 本発明例 |
| 8 | | 3.0 | 85 | B | 6.8 | 1.6 | 85 | 1.2 | 542 | 674 | 34 | −1.8 | 22916 | 312 | 良好 | 本発明例 |
| 9 | | 4.3 | 85 | B | 7.2 | 1.8 | 85 | 1.2 | 520 | 647 | 26 | −6.3 | 16822 | 308 | 形状不良 | 比較例 |
| 10 | | 3.6 | 80 | B | 6.6 | 2.2 | 85 | 1.2 | 534 | 660 | 31 | −5.4 | 20460 | 312 | 可 | 本発明例 |
| 11 | C | 3.5 | 80 | B | 4.5 | 1.2 | 85 | 0.8 | 541 | 677 | 32 | −2.1 | 21664 | 315 | 良好 | 本発明例 |
| 12 | | 3.0 | 80 | B | 6.7 | 1.8 | 85 | 0.8 | 541 | 681 | 33 | −1.9 | 22473 | 316 | 良好 | 本発明例 |
| 13 | | 5.6 | 80 | B | 11.3 | 2.0 | 85 | 0.8 | 469 | 601 | 26 | −7.3 | 15626 | 314 | 形状不良 | 比較例 |
| 14 | | 5.2 | 80 | B | 10.1 | 1.9 | 85 | 0.8 | 473 | 605 | 26 | −7.0 | 15730 | 314 | 形状不良 | 比較例 |
| 15 | D | 1.9 | 90 | M+B | 3.5 | 1.1 | 95 | 1.0 | 557 | 725 | 33 | −1.6 | 23925 | 340 | 良好 | 本発明例 |

＊）B：ベナイト、M：マルテンサイト

【表４－２】

| 鋼板No | 鋼No | 鋼板組織 | | | | | | | 引張特性 | | | | | レーザ接合部特性 | | 備考 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | フェライト | | 第２相粒子 | | | | 表面粗さ | 降伏点 | 引張強さ | 伸び | 異方性 | TS×El | 接合部最高硬さ | プレス成形性 | |
| | | 平均粒径 | 体積率 | 種類 | 平均粒径 | ｱｽﾍﾟｸﾄ比 | 最隣接間隔が粒径以上となる割合 | Ra | YS | TS | El | ΔEl | | Hv | ** | |
| | | μm | % | * | μm | | % | μm | MPa | MPa | % | % | MPa% | | | |
| 16 | E | 3.1 | 80 | B | 5.4 | 1.7 | 85 | 0.9 | 530 | 662 | 34 | −6.3 | 22508 | 315 | 良好 | 本発明例 |
| 17 | | 3.4 | 80 | B | 6.0 | 1.8 | 85 | 0.9 | 529 | 660 | 33 | −5.9 | 21780 | 315 | 良好 | 本発明例 |
| 18 | | 3.4 | 80 | B | 6.0 | 1.8 | 85 | 1.8 | 529 | 660 | 33 | −3.9 | 21780 | 315 | 亀裂１発生 | 比較例 |
| 19 | | 3.4 | 80 | B | 6.0 | 1.8 | 85 | 2.2 | 529 | 660 | 33 | −4.8 | 21780 | 315 | 亀裂１発生 | 比較例 |
| 20 | | 3.4 | 80 | B | 6.0 | 1.8 | 85 | 1.8 | 529 | 660 | 33 | −3.7 | 21780 | 315 | 亀裂１発生 | 比較例 |
| 21 | | 3.4 | 80 | B | 6.0 | 1.8 | 85 | 0.5 | 529 | 660 | 33 | −4.2 | 21780 | 315 | 型かじり | 比較例 |
| 22 | | 3.5 | 80 | B | 8.0 | 2.5 | 70 | 0.9 | 535 | 656 | 31 | −8.2 | 20336 | 315 | 可 | 本発明例 |
| 23 | F | 8.9 | 85 | B | 12.1 | 2.8 | 60 | 1.0 | 460 | 582 | 27 | −4.3 | 15714 | 325 | 形状不良 | 比較例 |
| 24 | G | 3.0 | 90 | B | 7.2 | 1.8 | 85 | 1.0 | 575 | 703 | 30 | −8.5 | 21090 | 401 | 亀裂２発生 | 本発明例 |
| 25 | H | 3.3 | 90 | M＋B | 7.0 | 1.8 | 85 | 1.0 | 571 | 695 | 28 | −8.5 | 19460 | 330 | 可 | 本発明例 |

*) M：マルテンサイト、B：ベイナイト
**) 形状不良：成形性不足により目的形状が得られない
可：許容範囲内ではあるが形状不良に近い
亀裂１発生：壁割れ状の亀裂が発生（位置不定）
亀裂２発生：レーザ接合部に壁割れ状の亀裂が発生
型かじり：プレス型との摺動部でかじりが発生

【００５６】
本発明例は、４μm未満のフェライト平均粒径を有し、第２相も微細でかつ島状に分散し

、異方性が小さく、強度－延性バランスに優れた高強度熱延鋼板であり、しかも厳しいプレス成形に際しても接合部に亀裂が発生することなく所定の部品とすることができ、レーザ接合性に優れたプレス成形用熱延鋼板である。
一方、本発明の範囲を外れる比較例では、厳しいプレス成形に際して、形状不良を起こしたり、接合部に亀裂が発生したりして、所定の部品にプレス成形することができなかった（鋼板Ｎｏ．４～Ｎｏ．５、Ｎｏ．９、Ｎｏ．１３　、Ｎｏ．１４　、Ｎｏ．１８　～Ｎｏ．２１　、Ｎｏ．２３　）例えば、比較例である鋼板Ｎｏ．１８　～Ｎｏ．２０　では、表面粗さが大きくなり、プレス成形時に立て壁部で亀裂が発生した。また、鋼板Ｎｏ．２１　では、表面粗さが小さくなりすぎ、型かじりが発生した。

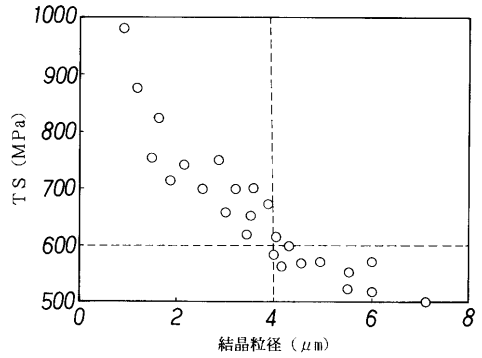
【００５７】

【発明の効果】
本発明の鋼板は、通常のホットストリップミルを用いて容易に製造でき、しかも高強度で、かつプレス成形性に優れ、さらにレーザ接合部のプレス成形性にも優れた鋼板であり、自動車車体の軽量化、および車体構造の安全化に大きく寄与できるものと推察され、産業上格段の効果を奏する。

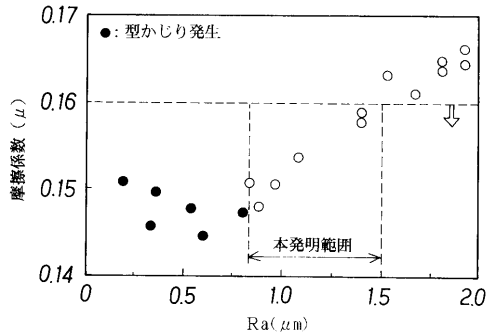
【図面の簡単な説明】
【図１】熱延鋼板の引張強さにおよぼすフェライト結晶粒径の影響を示すグラフである。
【図２】摩擦係数と鋼板表面粗さＲａとの関係を示すグラフである。
【図３】プレス成形時の金型（　ダイ）、しわ押え、鋼板の位置関係を模式的に示す断面図である。
【図４】レーザ溶接接合部の硬さ（引張強さ）におよぼす炭素当量の影響を示すグラフである。
【図５】本発明の１実施例である、レーザ溶接接合した接合ブランクと、プレス成形した成形部品の寸法形状の１例を示す模式図である。

【符号の説明】
１　ダイ（金型）
２　ポンチ
３　しわ押え
４　接合ブランク
５　成形部品
６　鋼板ａ
７　鋼板ｂ

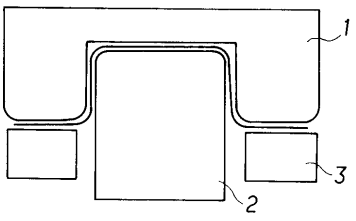
【図１】


TS（MPa）
1000
900
800
700
600
500
0
2
4
6
8
結晶粒径（μm）

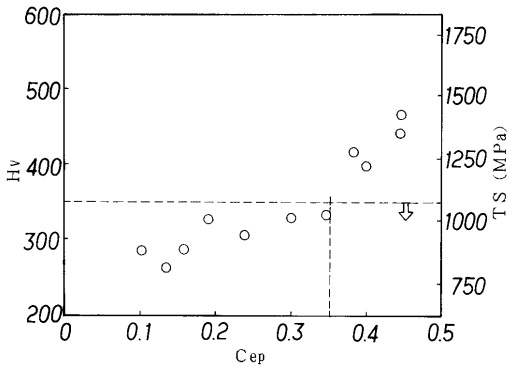
【図２】


●：型かじり発生
摩擦係数（μ）
0.17
0.16
0.15
0.14
0
0.5
1.0
1.5
2.0
本発明範囲
Ra（μm）

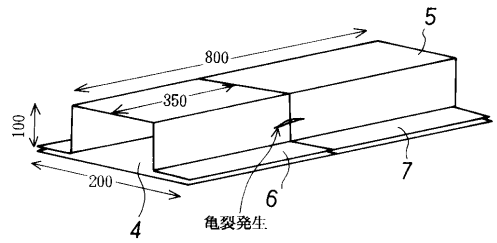
【図３】


1
2
3

【図４】


Hv
600
500
400
300
200
TS（MPa）
1750
1500
1250
1000
750
0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
Cep

【図５】


5
800
350
100
200
4
6
亀裂発生
7

フロントページの続き

(72)発明者　安原　英子
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内
(72)発明者　古君　修
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内

審査官　河野　一夫

(56)参考文献　特開平０９－１３７２４９（ＪＰ，Ａ）
特開平１１－０９２８５９（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.[7]，ＤＢ名)
C22C 38/00
C21D 9/46