

明 細 書

発明の名称：熱延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、建産機、自動車、家電、建材等に用いられる、スケール密着性に優れた熱延鋼板およびその製造方法に関する。本発明は特に、レーザー切断加工が施される建産機の部品の素材として好適なスケール密着性に優れ、かつ鋼板の幅方向でスケール密着性のばらつきの小さい熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 熱延鋼板は、通常、高温かつ酸化雰囲気下で熱間圧延されるため、表面にスケール（鉄酸化物）が不可避免的に生成する。このスケールが付着したままの熱延鋼板（以下、黒皮熱延鋼板と称する）に、調質圧延や曲げ成形、プレス成形、レーザー切断等の加工を施すと、スケールの一部が剥離する。その結果、加工不良や加工ラインの汚染、加工後の製品における表面欠陥等の原因となる。このような事態を回避するため、鋼板表面のスケールの密着性に優れた熱延鋼板が要望されるようになっており、その要求はますます強くなっている。

[0003] また、熱延鋼板のスケールは、熱延鋼板の板厚が大きくなるほど、変形時にスケールに生じる歪が大きくなり、剥離しやすくなる傾向がある。その結果、曲げ成形やプレス成型など加工度の大きい成形においてはより剥離しやすくなる。一方、板厚の大きい黒皮熱延鋼板のニーズは近年ますます高まっている。例えば、5.0 mmを超える板厚を有する熱延鋼板についても、スケールの密着性の向上が強く求められている。

[0004] さらに、鋼板の幅方向においてスケールの密着性にばらつきがあり、密着性の悪い部分があると、加工トラブルの原因となる。これは、例えばレーザー切断による加工の際に鋼板表面でのレーザー光の熱エネルギーの吸収量が不安定となるからである。そのため、スケールの密着性の悪い部分を除いて

使用しなければいけなくなる。したがって、歩留まりや作業性、外観品質向上の観点から、幅方向においてスケールの厚さが均一であり、かつスケールの密着性に優れた熱延鋼板が強く求められている。

[0005] 従来、スケールの密着性向上について、種々の提案がなされている。例えば、特許文献1には、質量%でC：0.01～0.3%、Si：0.20%以下、Mn：0.01～2.0%、P：0.10%以下、S：0.10%以下、Al：0.10%以下、Cr：0.01～2.0%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成を有する鋼素材を、粗圧延をし、デスケリングを行い、仕上圧延出側温度：800～950℃で、下記(1)式を満たす仕上圧延を行い、仕上圧延後から巻取開始までの平均冷却速度：3℃/s以上80℃/s以下で冷却した後、巻取温度：430～580℃で巻き取ることにより、地鉄側からマグネタイト層と、前記マグネタイト層の上層にマグネタイト粒および／または鉄とマグネタイトの共析変態組織を有し、前記マグネタイト粒の平均粒径および／または前記共析変態組織の平均ブロックサイズが3μm以上8μm以下であり、前記スケール層中に含まれるウスタイトの質量分率が10%以下であることを特徴とする、スケール密着性に優れた熱延鋼板が提案されている。

$$|T_2 - T_1| \leq 50^\circ\text{C} \text{ かつ } |T_3 - T_2| \leq 50^\circ\text{C} \cdots (1)$$

但し、上記(1)式において、

T_1 ：仕上圧延後の鋼板における長手方向先端から30mかつ幅方向中央部の温度(℃)

T_2 ：仕上圧延後の鋼板における長手方向中央かつ幅方向中央部の温度(℃)

T_3 ：仕上圧延後の鋼板における長手方向尾端から30mかつ幅方向中央部の温度(℃)である。

[0006] また、特許文献2には、質量%として、C：0.02～0.20%、Mn：0.1～2.0%、Si：0.3%以下、P：0.03%以下、S：0.03%以下、Ni：0.03～0.3%、Cu：0.04～0.5%、Cr：0.03～0.3%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなるス

ラブを1100℃以上で加熱した後、800℃～950℃の温度範囲で熱間圧延を終了させ、400℃～650℃で捲き取る方法が提案されている。これにより、鋼板表面スケールと鋼板地鉄界面の表面粗度として長さ1インチ当たりの0.5μm以上の凹凸高さの回数が300以上であることを特徴とするタイトスケール性に優れる熱延鋼板を得ることが提案されている。

- [0007] また、特許文献3には、スケールを有する熱延鋼板であって、コイルの端面から30mm以内の部位におけるスケールが、地鉄とスケールとの界面に、面積率で90%以上の地鉄と接するマグネタイト層を有し、前記地鉄と接するマグネタイト層の上層に、鉄とマグネタイトの共析組織層を有し、前記鉄とマグネタイトの共析組織層の上層に、マグネタイト層を有し、前記マグネタイト層の上層にヘマタイト層を有し、前記鉄とマグネタイトの共析組織層の上層のマグネタイト層と、前記ヘマタイト層の厚さの合計が、スケール全体の厚さの30%以下であり、かつ、コイルの端面から30mmにおけるスケールの厚さと、コイルの中央におけるスケールの厚さの差が2μm以下であることを特徴とするスケール密着性に優れた熱延鋼板が提案されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：特開2019-183267号公報
特許文献2：特開2004-027312号公報
特許文献3：特開2012-148286号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 特許文献1に記載の技術では、所定の成分組成を有する鋼素材を用いて、熱間圧延時の仕上圧延出側温度、圧延後の冷却速度、巻取温度を調整している。これにより、スケール層における、地鉄側のマグネタイト層の上層のマグネタイト粒の平均粒径および／または鉄とマグネタイトの共析変態組織の

平均ブロックサイズを適正化する。さらに、仕上圧延直後の鋼板における長手方向の温度を制御することにより、長手方向において均一なスケールの密着性の向上を実現させている。しかし、幅方向において均一にスケールの密着性を向上させる方法については言及されていない。

[0010] 特許文献2に記載の技術では、Ni、Cu、Crを所定量添加した鋼を熱延圧延し、鋼板表面スケールと鋼板地鉄界面の表面粗度を所定の範囲に制御することでタイトスケール性に優れる熱延鋼板が提案されている。しかしながら、スケール層と地鉄との界面の密着性は向上するが、熱延鋼板の板厚がより大きくなった場合、スケールの密着性が不十分となる懸念がある。さらに、幅方向において均一にスケールの密着性を向上させる方法については言及されていない。

[0011] 特許文献3に記載の技術では、鋼材を熱間で圧延し、コイル状に巻き取って製造される熱延鋼板の製造方法を開示している。当該技術では、粗圧延された鋼板に850～1050℃で仕上圧延を施し、次いで、仕上圧延された熱延鋼板を、500～650℃の巻取温度でコイル状に巻き取りながら、熱延鋼板の両端面を、端面における温度が巻き取り開始から5分以内に480℃以下となるように冷却する。その後、端面における温度を480℃以下に維持し、次いで、コイル状のまま、端面における温度が400～480℃の時点から徐冷する。これにより、特に熱延コイルのエッジ部のスケールの密着性に優れた熱延鋼板が提案されている。しかしながら、鋼板の幅方向の中央部の密着性向上に好適なスケール組織が規定されていない。この結果、熱延鋼板の板厚がより大きくなった場合、スケールの密着性が不十分となる懸念がある。また、最エッジ部の密着性は改善するが、エッジから200mm以内の部分の密着性は十分に改善しない懸念がある。

[0012] 本発明は、上記課題を解決し、より大きい板厚の熱延鋼板においても、スケール密着性に優れ、特に鋼板の幅方向でスケール密着性のばらつきが小さく、レーザー切断性を向上させた、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。

課題を解決するための手段

[0013] 本発明者らはまず、従来の熱延鋼板において幅方向で均一に優れたスケール密着性が得られない原因を調査した。熱間圧延時に生成するスケールは、高温下においてスケール表面側からヘマタイト (Fe_2O_3)、マグネタイト (Fe_3O_4)、ウスタイト (FeO) の順に生成する。これらのうち、ウスタイトが巻取後の冷却中に共析変態することにより、マグネタイトと析出 Fe からなる共析変態組織が生成する ($4\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe}$)。マグネタイトと析出 Fe からなる共析変態組織は、周囲のマグネタイト粒や地鉄との整合性が特に高いため、スケール密着性の向上に寄与する。従来の技術では、スケールの密着性は、特に幅方向のエッジから 200 mm 以内の範囲で特に劣位な傾向があった。これは、コイル状に巻き取った後のエッジからの侵入空気でスケールが再酸化することにより、スケール表面のヘマタイトや柱状のマグネタイト粒からなるスケール表面付近のマグネタイト層の量が過度に増加するためである。これにより、スケール密着性の向上に寄与する共析変態組織の割合が減少するとともに、エッジ部のスケール厚が増加することが明らかとなった。さらに、幅方向のエッジから 200 mm 以内の範囲において、エッジとエッジから 200 mm の部分は、それぞれ異なるメカニズムでスケールの密着性が低下することが明らかとなった。エッジでは冷却速度が最も大きくなるため最終スケール組織にウスタイトが残存し、密着性がさらに低下しやすくなる。一方、エッジから 200 mm の部分では、エッジからの侵入空気に晒されるとともに幅方向中央部からの復熱により冷却速度が小さくなる。このため、ヘマタイトやスケール表面付近のマグネタイト層の生成量が幅方向で最も多くなり、密着性が大きく低下する。すなわち、幅方向で均一に優れたスケール密着性を得るためには、エッジと、エッジから 200 mm の部分のスケール密着性を向上させる必要があることが明らかとなった。

[0014] さらに、通常の条件で製造した場合は、特に板厚が厚い場合、巻取った後の変態膨張がコイルの長手方向で不均一に生じる。これにより、熱延コイル

の巻緩みが生じ、幅方向の中央部においても空気が侵入することにより再酸化が進み、密着性が悪くなるケースがあることが判明した。

[0015] そこで、本発明者らは、上記課題を解決し、より大きい板厚の熱延鋼板においても、優れたスケール密着性を有し、特にコイルの幅方向でスケール密着性のばらつきの小さい熱延鋼板を得るための手段について鋭意検討を行い、以下の知見を得た。

(i) 所定の成分組成を有する鋼素材に対して、熱間粗圧延後、デスケリングを行い、仕上圧延出側温度：800～950℃で仕上圧延を行った後、巻取温度まで所定の冷却速度で冷却する。これにより、スケール厚を適正に制御するとともに、密着性の低下の原因となるスケール中のクラックの発生を抑制する。

(ii) 巻取を開始してから、コイルのエッジ部の温度が巻取温度から300℃以上450℃以下の冷却停止温度にかけて、平均冷却速度：0.5℃/s以上6.0℃/s以下でコイル全体を冷却する。ここで、コイルのエッジ部とは、コイルの幅方向のエッジから200mm以内の範囲を意味する。これにより、コイルの剛性を高め、巻緩みを防止する。この結果、幅方向中央においては酸化雰囲気から遮断されることにより再酸化を抑制でき、密着性向上に好適な共析変態組織を十分に得ることができる。さらに、コイルの幅方向のエッジ部では、酸化雰囲気からの完全な遮断は困難であるものの、エッジ部が冷却されることにより再酸化を抑制し、かつ幅方向中央部からの復熱により共析変態を進行させ、優れた密着性を確保することができる。また、これにより幅方向のスケール厚さのばらつきも抑制でき、スケールの密着性が幅方向に均一に向上することで、レーザー切断性を向上させることができる。

[0016] 本発明は、以上の知見に基づいてなされたものであり、具体的には以下のものを提供する。

[1] 質量%で、C：0.01～0.30%、Si：0.50%以下、Mn：0.01～2.0%、P：0.10%以下、S：0.10%以下、sol.

Al : 0.10%以下、N : 0.015%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、鋼板の表面にスケールを有し、前記鋼板の幅方向における前記スケールが、面積率で、マグネタイト粒 : 20%以上60%以下、鉄とマグネタイトの共析変態組織 : 30%以上、ここで、マグネタイトは、前記マグネタイト粒と、前記共析変態組織に含まれるマグネタイトからなり、ウスタイト : 15%以下であり、質量分率で、ヘマタイト : 5%以下である組織を有し、前記鋼板の幅方向における、前記スケールの平均厚さが5 μ m以上20 μ m以下であり、かつ、前記鋼板の幅方向における、前記スケールの厚さのばらつきが4 μ m以下である、熱延鋼板。

[2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu : 1.0%以下、Ni : 0.50%以下、Cr : 2.0%以下、のうち1種以上を含有する、[1]に記載の熱延鋼板。

[3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Mo : 1.0%以下、Nb : 0.1%以下、V : 0.1%以下、Ti : 0.03%以下、B : 0.01%以下、Sb : 0.03%以下のうち1種以上を含有する、[1]または[2]に記載の熱延鋼板。

[4] [1] ~ [3] のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材に対して、熱間粗圧延後、デスケーリングを行い、仕上圧延出側温度 : 800℃以上950℃以下で仕上圧延を行い、前記仕上圧延出側温度から750℃までの温度範囲を平均冷却速度 : 5℃/s以上で冷却した後、750℃から巻取開始までの温度範囲を平均冷却速度 : 1℃/s以上30℃/s以下で冷却し、巻取温度 : 500℃以上650℃以下で巻取り、巻取開始から、コイルのエッジ部の温度が巻取温度から300℃以上450℃以下の冷却停止温度までの間、平均冷却速度 : 0.5℃/s以上6.0℃/s以下でコイル全体を冷却する、熱延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、スケール密着性に優れた熱延鋼板を容易に、かつ安価に製造でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明によれば、鋼板の幅方

向でスケール密着性のばらつきを低減することができ、これにより製品の表面品質向上や、製品のレーザー切断性の向上、作業環境の向上に大きく寄与するという効果もある。さらに、熱延鋼板の板厚の増加に伴うスケールの密着性の低下といった課題も解決することができる。

[0018] なお、本発明における熱延鋼板の板厚は、2.0 mm 超え 2.5 mm 以下とし、好ましくは 5.0 mm 超え 2.5 mm 以下とする。

発明を実施するための形態

[0019] 以下に、本発明の熱延鋼板およびその製造方法について詳細に説明する。

なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。以下の実施形態には、当業者が容易に置換可能なもの、あるいは実質的に同一のものも含まれる。

[0020] 本発明の熱延鋼板は下記の成分組成を含む。なお、成分組成の含有量の単位である「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

[0021] C : 0.01 ~ 0.30 %

C は、強度確保のために有用な元素である。その量が 0.01 % 未満では、強度確保の効果が小さいため、C 量は 0.01 % 以上とする。C の 0.30 % を超える含有は、スケールと地鉄との界面に CO ガスを発生して圧延途中にスケールと地鉄界面の剥離を生じ、スケール疵の原因となるため、C 量は 0.30 % 以下とする。スケールの密着性の観点から、好ましくは 0.20 % 以下である。

[0022] Si : 0.50 % 以下

Si は脱酸剤として作用する元素である。必ずしも Si を含む必要はないが、このような効果を得るためには、0.01 % 以上含有することが好ましい。しかし、0.50 % を超える Si の含有は、Si がスケールと地鉄との界面に濃化し、Si 酸化層が生じる。この Si 酸化層と、その上に形成されるスケール層との界面において、スケールの剥離が生じやすい。このため、Si 量は 0.50 % 以下とする。好ましくは、0.20 % 以下である。

[0023] Mn : 0.01 ~ 2.0 %

Mn は、熱間加工時の脆化の原因となる固溶 S を MnS として無害化する

ほか、強度の向上にも効果がある元素である。特に、板厚が大きく熱間圧延後の強度が低下しやすい鋼板の強度を担保する効果がある。その量が0.01%未満では効果が小さい。一方、2.0%を超えて含有すると靱性低下を招くとともに、スケールと地鉄との界面でMn系酸化物を形成し、スケールの密着性の低下の原因となる。また、仕上圧延後の変態が遅延し、巻取までに変態が完了せず、巻取り後に部分的かつ長手方向で不均一に変態が進行する。これにより、巻取り後の熱延コイルの巻緩みが生じ、コイルの幅方向の中央部においても鋼板表面と酸化雰囲気とが接することにより再酸化、すなわちヘマタイトおよびマグネタイト粒の増加および共析変態組織の減少が生じ、スケールの密着性の劣化を招く。このため、Mn量は0.01~2.0%とする。好ましい下限は0.05%以上である。好ましい上限は1.5%以下である。

[0024] P : 0.10%以下

Pは、粒界脆化に悪影響を及ぼすため、できる限り少なくするのが望ましい元素である。また、Pはスケールと地鉄との界面で非常に脆い酸化層を形成し、スケールの密着性を低下させる。P量が0.10%を超えると、これらの悪影響が大きくなるため、0.10%以下とする。好ましくは0.05%以下とする。Pは含まなくても良いが、製造コストの面から下限は0.001%以上が好ましい。

[0025] S : 0.10%以下

Sは、熱間加工性や靱性を著しく劣化させる元素である。また、Sは、スケールと地鉄との界面で濃化し、スケールの密着性を低下させる。S量が0.10%を超えると、これらの悪影響が大きくなるため、0.10%以下とする。好ましくは0.05%以下とする。Sは含まなくても良いが、製造コストの面から下限は0.0001%以上が好ましい。

[0026] soI, Al : 0.10%以下

soI, Alは、脱酸剤として作用する元素である。soI, Al量は0.00%であってもよいが、このような効果を得るためには0.01%以上

含有することが好ましい。一方、0.10%を超えて含有すると、酸化物系介在物が増加し、清浄度が低下する。このため、sol. Al量は0.10%以下とする。好ましくは0.06%以下とする。

[0027] N : 0.015%以下

Nは鋼中でBN、AlN、TiN等の窒化物を形成する元素であり、鋼の熱間延性を低下させ、表面品質を低下させる元素である。N含有量が0.015%を超えると表面品質が著しく劣化する。したがって、N含有量は0.015%以下とする。N含有量は、好ましくは0.010%以下である。なお、Nを含まなくてもよいが、N含有量は製造コストの点から0.0001%以上とすることが好ましい。より好ましくは、N含有量は0.001%以上である。

[0028] 上記化学成分が本発明の熱延鋼板の必須成分である。なお、本発明の熱延鋼板は、上記化学成分以外に、各種特性の向上のため、必要に応じて、Cu : 1.0%以下、Ni : 0.50%以下、Cr : 2.0%以下のうちの1種以上を含有しても良い。

[0029] Cu : 1.0%以下

Cuはスケールと地鉄の界面に濃化して粒界酸化を促進するとともに、スケールと地鉄界面の凹凸化を促進し、スケールと地鉄界面の密着性を高める元素である。このような効果を得るためには、Cuを0.01%以上含有することが好ましい。しかし、1.0%を超えて含有すると、加熱時に溶融Cuが地鉄のオーステナイト粒界へ侵入し、熱間脆化による表面性状の悪化が懸念される。このため、Cuを含有する場合は1.0%以下とする。好ましくは、0.8%以下である。

[0030] Ni : 0.50%以下

NiもCuと同様に、スケールと地鉄の界面に濃化して粒界酸化を促進するとともに、スケールと地鉄の界面の凹凸化を促進し、スケールと地鉄界面の密着性を高める元素である。このような効果を得るためには、Niを0.01%以上含有することが好ましい。しかし、Ni量が0.50%を超える

と前記の効果が飽和し、コストの増加が懸念される。このため、Niを含有する場合は0.50%以下とする。好ましくは、0.40%以下である。

[0031] Cr : 2.0%以下

Crは強度や焼入れ性、耐食性を高める効果を有する。また、Crはスケールと地鉄の界面に濃化し、界面の凹凸化によりスケールが地鉄に食い込み、スケールの密着性を向上させる効果も有する。このような効果を得るためには、Crを0.01%以上含有することが好ましい。一方、2.0%を超えて含有する場合、前記の効果が飽和するため、Crを含有する場合は2.0%以下とする。より好ましい下限は0.07%以上、さらに好ましくは0.12%以上である。より好ましい上限は1.0%以下であり、さらに好ましくは0.8%以下である。

[0032] 本発明では、さらに必要に応じて、Mo : 1.0%以下、Nb : 0.1%以下、V : 0.1%以下、Ti : 0.03%以下、B : 0.01%以下、Sb : 0.03%以下のうちの1種以上を含有しても良い。

[0033] Mo : 1.0%以下

Moは強度や焼入れ性を向上させ、焼戻しに伴う軟化を抑制する効果を有する。このような効果を得るためには、Moを0.1%以上含有することが好ましい。一方、1.0%を超えて含有すると、過度に強度が上昇し靱性や成形性が劣化する場合がある。このため、Moを含有する場合、その量を1.0%以下とする。

[0034] Nb : 0.1%以下

Nbは母材の強度と靱性を向上させる元素である。このような効果を得るためには、0.003%以上含有することが好ましい。一方、0.1%を超えて含有すると、かえって靱性の低下を招く場合がある。よって、Nbを含有する場合、その量を0.1%以下とする。

[0035] V : 0.1%以下

Vは母材の強度と靱性を向上させる元素である。このような効果を得るためには、0.003%以上含有することが好ましい。一方、0.1%を超え

て含有すると、かえって靱性の低下を招く場合がある。よって、Vを含有する場合、その量を0.1%以下とする。

[0036] Ti : 0.03%以下

Tiは母材の強度と靱性を向上させる元素であり、また、溶接熱影響部での靱性確保に効果がある。これらの効果を得るためには、Tiを0.001%以上含有することが好ましい。一方、0.03%を超えて含有すると、かえって靱性の低下を招く場合がある。よって、Tiを含有する場合、その量を0.03%以下とする。

[0037] B : 0.01%以下

Bは鋼の焼入れ性を高める効果を有する元素である。この効果によって強度を増加させることができる。このような効果を得るためには、Bを0.005%以上含有することが好ましい。一方、0.01%を超えて含有すると、この効果は飽和するため、Bを含有する場合、その量を0.01%以下とする。

[0038] Sb : 0.03%以下

Sbは素材を加熱した際に鋼板表層に濃化して、加熱時の脱炭による鋼板表層のC量の低下を抑制する効果を有する。このような効果を得るためには、Sbを0.001%以上含有することが好ましい。一方、0.03%を超えて含有すると、素材加熱時に液体金属となり、旧オーステナイト粒界に侵食し、スケールの密着性を低下させる場合がある。このため、Sbを含有する場合、0.03%以下とする。

[0039] 上記した化学成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物からなる。不可避免の不純物としては、O : 0.005%以下、Mg : 0.003%以下、Sn : 0.1%以下、Ca : 0.01%以下が許容できる。また、上述の任意元素を好適下限未満含む場合についても、不可避免の不純物とみなされる。

[0040] 次に、本発明の鋼板の幅方向におけるスケール組織について説明する。なお、鋼板の幅方向におけるスケール組織とは、鋼板の幅方向の中央部、及び、幅方向のエッジから200mm以内の範囲内におけるスケールの組織を意

味する。実際には、鋼板の幅方向の中央部と、幅方向のエッジから5 mm位置、及び、200 mm位置におけるスケールの組織を夫々測定し、夫々の位置における組織が以下の範囲内であればよい。また、各測定位置の組織が夫々以下の範囲内であれば、幅方向で組織が均一であるとみなす。

[0041] マグネタイト粒の面積率：20%以上60%以下

本発明のマグネタイトは、マグネタイト粒と、共析変態組織に含まれるマグネタイトからなる。これらは、以下のとおり区別可能な組織である。本発明におけるマグネタイト粒とは、柱状のマグネタイト粒からなるスケール表面近傍のマグネタイト層や、共析変態の進行に先立って、共析変態組織の内部、あるいは隣接するように生成する塊状の初析マグネタイト粒がある。さらに、スケール-地鉄界面に生成する微細なマグネタイト粒から成る薄い層、所謂マグネタイトシームが含まれ、鉄とマグネタイトの共析変態組織中に含まれるマグネタイトとは区別される。マグネタイト粒はウスタイトやヘマタイトと比較して室温での延性が高く、スケールの密着性向上に寄与する。特にマグネタイトシームは地鉄との整合性が高いため、スケール-地鉄界面からの剥離の抑制によりスケールの密着性の向上に寄与する。マグネタイト粒が20%未満ではこの効果が十分に得られないため、マグネタイト粒の面積率は20%以上とする。好ましくは30%以上である。一方、マグネタイト粒が60%を超えて含まれる場合、マグネタイトにクラックが入り、スケール密着性が劣位となる。このため、マグネタイト粒の面積率は60%以下とし、好ましくは50%以下とする。

[0042] 鉄とマグネタイトの共析変態組織の面積率：30%以上

鉄とマグネタイトの共析変態組織は、マグネタイトおよび析出Feと地鉄との整合性が高いため、スケールの密着性の向上に寄与する。30%未満ではこの効果が十分に得られないため、鉄とマグネタイトの共析変態組織の面積率は30%以上とする。好ましくは35%以上、より好ましくは40%以上である。上限は特に定めないが、マグネタイト粒のスケール密着性の向上効果との複合作用を得るためには、鉄とマグネタイトの共析変態組織は80

%以下が好ましく、より好ましくは70%以下である。

[0043] ウスタイトの面積率：15%以下

ウスタイトは高温で安定な相であり、巻取り後の冷却中に共析変態することにより大部分が消失する。しかしながら、冷却速度が大きい場合、ウスタイトが未変態のまま室温で残存することがある。特にコイルの幅方向のエッジ部近傍は冷却速度が比較的大きいため、ウスタイトが室温で残存しやすい。ウスタイトは室温ではマグネタイトに比べて脆く、スケールにクラックが入ることによりスケールの密着性が損なわれる。このため、ウスタイトの面積率は15%以下とする。好ましいウスタイトの面積率の上限は10%以下、より好ましくは7%以下である。なお、ウスタイトの面積率は0%でもよい。

[0044] ヘマタイトの質量分率：5%以下

マグネタイト粒、鉄とマグネタイトの共析変態組織、ウスタイトの他に、ヘマタイトがスケールの表面に層状に生成する場合がある。特にコイル幅方向のエッジ部では、巻取り後のエッジからの侵入空気でスケールが再酸化することにより、ヘマタイトが生じやすい。ヘマタイトはスケール密着性の劣化を招くとともに、赤スケール等の表面欠陥の原因となる。このため、ヘマタイトの質量分率は5%以下とする。

[0045] 鋼板の幅方向における、スケールの平均厚さが5 μm 以上20 μm 以下であり、かつ、鋼板の幅方向における、スケールの厚さのばらつきが4 μm 以下

スケールの平均厚さが5 μm 未満の場合、加工トラブルの原因となる。なぜなら、レーザー切断による加工の際に鋼板表面でのレーザー光の熱エネルギーの吸収量が不十分となるからである。一方、スケールの平均厚さが20 μm を超えると、特に熱延鋼板の板厚が大きい場合、鋼板に加工を加える際のスケール表面に加わる歪が大きくなり、スケールにクラックが発生することでスケール密着性が低下する。このため、スケールの平均厚さは20 μm 以下とする。好ましくは18 μm 以下、より好ましくは15 μm 以下である

。また、幅方向スケールの密着性を均一に高め、優れたレーザー切断性を得るために、鋼板の幅方向でスケールの平均厚さを $5\ \mu\text{m}$ 以上 $20\ \mu\text{m}$ 以下に制御し、かつ、鋼板の幅方向における、スケールの厚さのばらつきを $4\ \mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは、鋼板の幅方向における、スケールの厚さのばらつきは $3\ \mu\text{m}$ 以下である。ここで、スケールの厚さのばらつきとは、複数の測定位置で測定したスケールの平均厚さの、当該測定位置の間の最大の差を意味する。ここで、当該複数の測定位置とスケールの平均厚さ、及び、スケールの厚さのばらつきの測定方法は、後述する。

[0046] 次に、本発明の熱延鋼板のスケール組織およびスケール厚さの測定方法について説明する。

[0047] マグネタイト粒、鉄とマグネタイトの共析変態組織、およびウスタイトの面積率は、鋼板表面に垂直であり、圧延方向と平行な板厚断面を切り出し、鏡面研磨した後、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて観察する。SEMの視野については、スケール表面からスケールと鋼板の界面までの、スケール厚さ全体を観察対象とする。したがって、スケール厚さ全体がおさまる観察倍率にてスケールの断面の反射電子像を観察することにより測定することができる。SEMの反射電子像にて、マグネタイト粒が一番暗く、地鉄が一番明るく、ウスタイトは中間のコントラストで見える領域である。さらに、鉄とマグネタイトの共析変態組織は、マグネタイトと鉄が層状に生成している領域である。

[0048] ヘマタイトは、スケールの表面にごく薄く生成しており、鏡面研磨時に脱落しやすいためSEM上で面積率として定量評価することは困難である。したがって、X線回折装置を用い、 Co K_α 線源を用いてスケール中の各相の回折ピークの積分強度を測定し、標準試料と被検試料における各相の積分強度の比から、次式（2）を用いて質量分率を求めることができる。標準試料としては、 Fe 、 FeO （ウスタイト）、 Fe_2O_3 （ヘマタイト）、 Fe_3O_4 （マグネタイト）を等重量混合したものを用いる。なお、ヘマタイトの質量分率は、面積率とみなすことができる。

$$\text{ヘマタイト (Fe}_2\text{O}_3\text{) の質量分率} = (I_{\text{Fe}_2\text{O}_3} / R_{\text{Fe}_2\text{O}_3}) \times 100 / ((I_{\text{Fe}} / R_{\text{Fe}}) + (I_{\text{FeO}} / R_{\text{FeO}}) + (I_{\text{Fe}_2\text{O}_3} / R_{\text{Fe}_2\text{O}_3}) + (I_{\text{Fe}_3\text{O}_4} / R_{\text{Fe}_3\text{O}_4})) \quad \cdots (2)$$

但し、上記(2)式において、

I_A : 被検試料における相Aの積分強度

R_A : 標準試料における相Aの積分強度

A : Fe、FeO、Fe₂O₃、またはFe₃O₄である。

[0049] また、スケールの平均厚さは、以下の手順で測定する。例えば、熱延鋼板の幅方向中央部、熱延鋼板の幅方向のエッジから200mmの部分、および、熱延鋼板の幅方向のエッジから5mmの部分から、鋼板表面に垂直であり、圧延方向と平行な板厚断面を切り出し、鏡面研磨する。その後、SEMにてスケール厚さをそれぞれ3か所ずつ測定し、平均することにより各幅位置のスケール厚さを求められる。なお、本発明の幅方向におけるスケールの平均厚さとは、各幅位置でのスケールの平均厚さが5μm以上20μm以下であることを意味する。

また、幅方向のスケール厚さのばらつきは、熱延鋼板の幅方向中央部、幅方向のエッジから5mmの部分、および幅方向のエッジから200mmの部分のそれぞれのスケール平均厚さの最大値から最小値を減じることによって求めることができる。

[0050] 次に、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。

[0051] なお、本発明で各工程において特定する温度は、スラブ（鋼スラブ）または鋼板の表面温度のことを指し、放射温度計等で測定することができる。また、平均冷却速度は特に断らない限り、「(冷却開始温度 - 冷却停止温度) / 冷却時間」とする。

[0052] 本発明において、上記の成分組成からなる鋼素材の製造方法は、とくに限定する必要はなく、常用の方法がいずれも適用できる。例えば、上記した成分組成を有する溶鋼を、転炉や電気炉等で溶製し、連続鋳造法等の鋳造方法によりスラブ等の鋼素材とすることが望ましい。なお、造塊一分塊圧延方法

を用いても何ら問題はない。通常、鋼素材は、加熱された後、熱間圧延される。この加熱は十分な固溶化がなされればよく、好ましくは A_{c3} 点以上に加熱する。具体的には、通常のスラブ加熱温度範囲である $1060^{\circ}\text{C}\sim 1300^{\circ}\text{C}$ が適当である。連続鋳造法で製造されたスラブの場合は、そのままあるいは温度低下を抑制する目的で保持して、圧延する直送圧延を適用してもよい。

[0053] 熱間圧延工程は、粗圧延および仕上圧延からなる。粗圧延では所定寸法のシートバーとすることができればよく、粗圧延の条件はとくに限定する必要はない。粗圧延の前には、スラブ加熱によって生成したスケールをデスケリングにより除去することが好ましい。また、所定の温度で仕上圧延を行うため、途中でシートバーヒーター等の加熱手段により被圧延材の加熱を行ってもよい。粗圧延後、仕上圧延前に圧延機の入側で高水圧等によるデスケリングにより、シートバー表面に生成したスケールを除去する。

[0054] 次に、仕上圧延を行う。仕上圧延入側温度が 1100°C を超えるとスケールの厚さが増加し、スケールの密着性が低下する場合がある。一方、仕上圧延入側温度が 950°C 未満では圧延荷重の著しい増加を招き、生産性が低下する場合がある。また、製品板厚の増加に伴い、仕上圧延入側厚が厚くなり、例えば、製品板厚が 5.0 mm を超える場合、仕上圧延開始までの時間が長時間必要となるため、生産性の低下を招く場合がある。したがって仕上圧延入側温度は 1100°C 以下が好ましく、より好ましくは 1050°C 以下である。また、仕上圧延入側温度の下限は 950°C 以上とすることが好ましい。

[0055] 仕上圧延出側温度： 800°C 以上 950°C 以下

仕上圧延出側温度が 800°C 未満の場合は、スケールの延性が低下することによりクラックが生じる。このクラックがスケールの再酸化を促進することでヘマタイトを生成し、スケールの密着性の低下の原因となる。また、スケール組織が微細化し、スケール自体の硬度上昇により、スケール密着性が低下する。一方、仕上圧延出側温度が 950°C を超える場合、スケールの過

度な成長によりスケールの厚さが増加し、スケールの密着性が低下する。また、スケール組織中の各相の粒径が大きくなることによりスケールの密着性が低下する。したがって、仕上圧延出側温度は 800°C 以上 950°C 以下とする。好ましい下限は 820°C 以上である。好ましい上限は 930°C 以下である。

[0056] 仕上圧延出側温度から 750°C までの温度範囲を平均冷却速度： $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却

スケールは高温域でより速く成長するため、スケールの過度な成長によるスケールの密着性の低下を抑制するには、仕上圧延直後の高温域を速く冷却する必要がある。仕上圧延出側温度から 750°C までの温度範囲の平均冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、スケールが過度に成長し、スケールの密着性の低下の原因となる。このため、仕上圧延出側温度から 750°C までの温度範囲の平均冷却速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。好ましくは $7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。一方、仕上圧延出側温度から 750°C までの温度範囲の平均冷却速度が $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると、スケール組織が微細化することによりスケールの密着性が低下する場合がある。また、スケールの延性が低下することによりクラックが生じ、このクラックがスケールの再酸化を促進することでヘマタイトが生成し、スケールの密着性の低下の原因となる場合がある。このため、仕上圧延出側温度から 750°C までの温度範囲の平均冷却速度は $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下が好ましい。より好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0057] 750°C から巻取開始までの温度範囲を平均冷却速度： $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却

750°C から巻取開始までの温度範囲は、仕上圧延直後の高温域よりもスケールの成長が比較的遅くなるものの、スケールの過度な成長によるスケールの密着性の低下を抑制する必要がある。 750°C から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、スケールが過度に成長し、スケールの密着性の低下の原因となる。このため、 750°C から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度は $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。好ましくは $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で

ある。一方、750℃から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度が30℃/sを超えると、スケール組織の微細化や地鉄との応力差が大きくなることによりスケール中にクラックが生じる。このクラックがスケールの再酸化を促進することでヘマタイトが生成し、スケールの密着性が低下する。このため、750℃から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度は30℃/s以下とする。好ましくは20℃/s以下である。

[0058] 巻取温度：500℃以上650℃以下

上記の冷却後、巻取温度：500℃以上650℃以下で鋼板を巻き取る。巻取温度が500℃未満の場合、巻取後にウスタイトからの共析変態が十分に生じず、ウスタイトが室温で過剰に残留する。この結果、ウスタイトは室温で脆い特徴を有するため、スケールの密着性が低下する。巻取温度が650℃を超える場合、スケールが過度に成長することによりスケールの密着性が低下する。また、巻取後に酸化雰囲気から遮断される幅方向中央部において、スケール表面のヘマタイトおよびマグネタイトがウスタイトへ還元され、十分な量のマグネタイト粒が得られない。したがって、巻取温度は500℃以上650℃以下とする。好ましい下限は530℃以上である。また、好ましい上限は630℃以下である。

[0059] 巻取を開始してから、コイルのエッジ部の温度が巻取温度から300℃以上450℃以下の冷却停止温度にかけて、平均冷却速度：0.5℃/s以上6.0℃/s以下で冷却されるよう、コイル全体を冷却

巻取を開始してから、コイルのエッジ部の温度が巻取温度から300℃以上450℃以下の冷却停止温度にかけて、平均冷却速度：0.5℃/s以上6.0℃/s以下で冷却されるよう、コイル全体を冷却する。これにより、コイルのエッジ部の温度を低下させるとともに、コイルの剛性を高め、巻緩みを防止する。ここで、コイル全体とは、コイルの両エッジ部および板面を意味する。コイルの両エッジ部とは、コイルの幅方向の両エッジからコイルの幅方向に200mm以内の範囲を意味する。また、コイルの板面とは、両端部以外の範囲のコイルの面を意味する。この結果、コイルの幅方向中央部

においては酸化雰囲気から遮断されることにより再酸化を抑制でき、密着性向上に好適な共析変態組織を十分に得ることができる。さらに、コイルの幅方向のエッジ部では、酸化雰囲気からの完全な遮断は困難であるものの、エッジ部が冷却されることにより再酸化を抑制し、かつ幅方向中央部からの復熱により共析変態を進行させ、優れた密着性を確保することができる。また、これにより幅方向のスケール厚さのばらつきも抑制でき、スケールの密着性が幅方向に均一に向上することで、レーザー切断性を向上させることができる。エッジ部の温度は、例えば放射温度計によって測定することができる。板面の温度は、巻取中はある特定の長手位置における板面の温度を測定することはできないため規定はしないが、エッジ部と同様の冷却方法でコイル全体を冷却することにより、上記の効果を得ることができる。コイルのエッジ部における冷却停止温度が 450°C を超える場合、上記の効果が十分に得られない。また、コイルのエッジ部における冷却停止温度が 300°C 未満となる場合、エッジ部が過冷却となり、エッジ部のスケール中にウスタイトが多く残存し、密着性の低下を招く。このため、コイルのエッジ部における冷却停止温度は 300°C 以上 450°C 以下とする。好ましくは 320°C 以上 430°C 以下である。また、エッジ部における平均冷却速度が $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合も上記の効果が十分に得られない。エッジ部における平均冷却速度が $6.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超える場合は、スケール組織の微細化や地鉄との応力差が大きくなることによりスケール中にクラックが生じる。このクラックがスケールの再酸化を促進することでヘマタイトが生成し、スケールの密着性が低下する。このため、エッジ部における平均冷却速度は $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $6.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。好ましくは $1.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $5.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。コイルの冷却方法については特に規定しないが、例えば、巻取機内においてコイルを巻き取りながらコイルの板面および両エッジ部に水スプレー冷却する冷却装置を用いて冷却することが好ましい。

[0060] なお、上記冷却後のコイルは、コイルボックス中に装入するか、コイルに覆いを施すことにより、ウスタイトからの共析変態を促進するとともに、最

外周や、エッジ部の酸化を抑制することが好ましい。

- [0061] さらに、コイル状に巻き取った熱延鋼板において、ローラレベラーやテンションレベラー等で鋼板に変形を与えて形状矯正処理を施してもよい。例えば、板厚 12 mm の熱延鋼板では $\phi 250$ mm の上ロールを 2 本、下ロールを 3 本配置し、押し込み量 2 mm の条件で形状矯正処理を行う。

実施例

- [0062] 以下、本発明の実施例を説明する。
- [0063] 表 1 に示す組成の鋼を溶製し、鑄造して鋼素材とした。これら鋼素材に対して、表 2 に示す条件で熱間圧延を行い、板厚 3 ~ 23 mm の熱延コイルとした。得られた熱延コイルをレベラー加工により形状矯正処理を行ったのち、所定の長さで切断し、熱延シートとした。得られた熱延シートの幅方向中央部および幅方向のエッジ部から、試験片を採取し、下記の方法でスケール組織、スケール厚さ、密着性、およびレーザー切断性を評価した。評価結果を表 3 に示す。
- [0064]

[表1]

鋼番	成分組成(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Cu	Ni	Cr	others	
A	0.063	0.13	0.91	0.016	0.0028	0.038	0.0038	-	-	-	-	適合鋼
B	0.072	0.01	1.46	0.011	0.0049	0.043	0.0060	-	-	-	-	適合鋼
C	0.164	0.05	0.81	0.013	0.0044	0.041	0.0060	-	-	-	-	適合鋼
D	0.024	0.17	1.92	0.011	0.0033	0.025	0.0028	0.05	0.04	-	-	適合鋼
E	0.123	0.47	0.42	0.018	0.0027	0.043	0.0021	-	-	0.30	-	適合鋼
F	0.142	0.03	0.64	0.018	0.0030	0.038	0.0024	0.25	0.15	0.63	-	適合鋼
G	0.198	0.13	0.85	0.011	0.0030	0.043	0.0030	0.42	0.21	0.13	-	適合鋼
H	0.133	0.33	1.51	0.015	0.0043	0.031	0.0029	-	-	-	Mo:0.32, Nb:0.02, V:0.03	適合鋼
I	0.292	0.15	0.33	0.020	0.0022	0.046	0.0026	0.15	0.07	0.25	Ti:0.022, B:0.011, Sb:0.01	適合鋼
J	0.315	0.19	0.55	0.017	0.0030	0.046	0.0052	-	-	-	-	比較鋼
K	0.164	0.65	1.50	0.020	0.0026	0.024	0.0027	-	-	-	-	比較鋼
L	0.255	0.15	2.08	0.017	0.0056	0.050	0.0035	-	-	-	-	比較鋼

下線は本発明の範囲外

[0065] [表2]

No.	鋼番	熱延条件							備考
		仕上圧延 出側温度 (°C)	仕上圧延 後の板厚 (mm)	仕上圧延 出側～ 750°Cの平 均冷却速 度(°C/s)	750°C～巻 取開始の 平均冷却 速度(°C/s)	巻取温度 (°C)	コイルエッ ジ部冷却 停止温度 (°C)	コイルエッ ジ部平均 冷却速度 (°C/s)	
1	A	820	24	40	2	520	440	0.8	発明例
2	A	780	24	40	2	520	420	1.5	比較例
3	A	970	24	40	2	520	420	1.5	比較例
4	B	880	21	30	4	560	420	1.5	発明例
5	B	880	21	3	4	560	420	1.5	比較例
6	C	940	18	10	12	560	390	3.0	発明例
7	C	940	18	10	0.3	560	390	3.0	比較例
8	D	820	15	8	28	580	390	3.0	発明例
9	D	820	15	8	33	580	390	3.0	比較例
10	E	880	12	6	4	580	390	3.0	発明例
11	E	880	12	6	4	490	390	3.0	比較例
12	F	940	12	30	4	600	360	4.5	発明例
13	F	940	12	30	4	660	360	4.5	比較例
14	G	820	9	10	4	600	360	4.5	発明例
15	G	820	9	10	4	600	480	0.3	比較例
16	H	880	6	8	4	620	360	4.5	発明例
17	H	880	6	8	4	620	480	1.0	比較例
18	I	940	3	6	4	640	330	5.5	発明例
19	I	940	3	6	4	640	280	6.5	比較例
20	J	840	12	10	4	620	390	3.0	比較例
21	K	880	12	10	4	620	390	3.0	比較例
22	L	920	12	10	4	620	390	3.0	比較例

下線は本発明の範囲外

[0066]

[表3]

No.	鋼番	幅方向中央部のスケール組織および密着性										方向のエッジから200mmの部分のスケール組織および密着方向のエッジから5mmの部分のスケール組織および密着										レーザ切断性	備考
		マグネタイト粗面積率(%)	共析変態組織面積率(%)	ウスタイト面積率(%)	ヘマトイト量分率(%)	スケール厚さ(μm)	スケール密着性	スケール厚さ(μm)	スケール密着性	マグネタイト粗面積率(%)	共析変態組織面積率(%)	ウスタイト面積率(%)	ヘマトイト量分率(%)	スケール厚さ(μm)	スケール密着性	マグネタイト粗面積率(%)	共析変態組織面積率(%)	ウスタイト面積率(%)	ヘマトイト量分率(%)	スケール厚さ(μm)	スケール密着性		
1	A	33	62	5	3	16	○	35	59	6	4	17	○	38	55	7	3	18	○	2	○	発明例	
2	A	42	54	4	6	14	×	45	48	7	9	16	×	45	47	8	8	18	×	4	×	比較例	
3	A	56	40	4	1	21	×	56	38	6	3	23	×	57	37	6	2	23	×	2	×	比較例	
4	B	40	58	2	0	15	○	51	44	5	2	15	○	51	44	5	5	16	○	1	○	発明例	
5	B	29	68	3	1	22	×	58	38	4	1	23	×	58	38	4	4	25	×	3	×	比較例	
6	C	47	51	2	2	13	○	55	42	3	2	13	○	57	38	5	4	15	○	2	○	発明例	
7	C	45	53	2	1	21	×	49	48	3	3	24	×	52	44	4	2	24	×	3	×	比較例	
8	D	28	71	1	1	13	○	48	48	4	3	14	○	50	44	6	3	16	○	3	○	発明例	
9	D	24	76	0	2	12	×	54	44	2	10	13	×	58	38	4	9	13	×	1	×	比較例	
10	E	34	65	1	2	10	○	55	43	2	2	11	○	57	40	3	2	14	○	4	○	発明例	
11	E	56	27	17	1	8	×	53	29	18	4	10	×	55	25	20	2	10	×	2	×	比較例	
12	F	23	77	0	1	12	○	27	71	2	1	13	○	57	40	3	2	13	○	1	○	発明例	
13	F	15	85	0	0	22	×	25	74	1	3	23	×	30	69	1	2	22	×	1	×	比較例	
14	G	24	76	0	0	8	○	54	45	1	2	10	○	58	41	1	4	10	○	2	○	発明例	
15	G	55	45	0	2	7	○	63	36	1	11	14	×	66	33	1	9	12	×	7	×	比較例	
16	H	31	69	0	1	6	○	45	55	0	3	7	○	51	47	2	0	7	○	1	○	発明例	
17	H	24	76	0	1	6	○	29	70	1	2	12	×	54	44	2	6	9	×	6	×	比較例	
18	I	27	73	0	1	5	○	36	62	2	3	6	○	48	50	2	2	6	○	1	○	発明例	
19	I	36	61	3	2	7	○	54	33	13	2	8	○	58	24	18	4	7	×	1	×	比較例	
20	J	46	54	0	0	11	×	51	47	2	4	12	×	58	40	2	2	12	×	1	×	比較例	
21	K	50	50	0	1	10	×	55	43	2	2	10	×	57	41	2	0	12	×	2	×	比較例	
22	L	30	70	0	0	11	×	46	51	3	1	11	×	57	39	4	3	12	×	1	×	比較例	

下線は本発明の範囲外。

- [0067] マグネタイト粒、鉄とマグネタイトの共析変態組織、ウスタイトの面積率は、鋼板表面に垂直であり、圧延方向と平行な板厚断面を切り出し、鏡面研磨した後、SEMを用いてスケールの断面の反射電子像を観察倍率：3000倍にて観察することにより測定した。SEMの反射電子像にて、マグネタイト粒は一番暗く、地鉄は一番明るく、ウスタイトは中間のコントラストで見える領域であり、鉄とマグネタイトの共析変態組織は、マグネタイトと鉄が層状に生成している領域である。
- [0068] ヘマタイトの質量分率は、X線回折装置を用い、 Co K_α 線源を用いてスケール中の各相の回折ピークの積分強度を測定した。標準試料（Fe、FeO（ウスタイト）、 Fe_2O_3 （ヘマタイト）、 Fe_3O_4 （マグネタイト）を等重量混合したもの）と被検試料における各相の積分強度の比から、次式（2）を用いて質量分率を求めた。
- ヘマタイト（ Fe_2O_3 ）の質量分率 = $(I_{\text{Fe}_2\text{O}_3} / R_{\text{Fe}_2\text{O}_3}) \times 100 / ((I_{\text{Fe}} / R_{\text{Fe}}) + (I_{\text{FeO}} / R_{\text{FeO}}) + (I_{\text{Fe}_2\text{O}_3} / R_{\text{Fe}_2\text{O}_3}) + (I_{\text{Fe}_3\text{O}_4} / R_{\text{Fe}_3\text{O}_4})) \cdots (2)$
- 但し、上記（2）式において、
- I_A ：被検試料における相Aの積分強度
- R_A ：標準試料における相Aの積分強度
- A：Fe、FeO、 Fe_2O_3 、または Fe_3O_4 である。
- [0069] スケールの平均厚さは、得られた熱延シートの幅方向中央部、幅方向のエッジから200mmの部分、幅方向のエッジから5mmの部分から、鋼板表面に垂直であり、圧延方向と平行な板厚断面を切り出した。次いで、鏡面研磨した後、SEMにて任意の位置のスケール厚さをそれぞれ3か所ずつ測定し、平均することにより各幅位置のスケール厚さを求めた。
- [0070] スケールの密着性は、レベラー加工後の熱延シートの幅方向中央部、幅方向のエッジから200mmの部分、幅方向のエッジから5mmの部分から試験片を採取し、鋼板表面にテープを貼り付けてスケールを剥離させた。次いで、鋼板表面の地鉄の露出の有無とテープに張り付いたスケールの量で評価

した。すなわち、鋼板表面にテープを貼り付けて、剥離したテープを透明なシートに貼りつけた後、スキャナーで取り込み、画像処理によってスケールの剥離量を測定した。剥離したテープに付着したスケールの面積率が10%未満の場合、スケールの密着性に優れるとし、表3に○と記載した。一方、剥離したテープに付着したスケールの面積率が10%以上の場合、スケールの密着性に劣るとし、表3に×と記載した。

[0071] レーザー切断性は、レベラー加工後の熱延シートに対して、アマダマシナリー社製レーザー切断加工機E N S I S 3 0 1 5 A Jおよびファイバーレーザー発振器を用いて、幅方向と平行に直線状にレーザー切断加工を行った。切断不可であった場合、または切断面にドロスや溶滴の付着、ノッチの発生 of いずれかが認められ、安定した切断面が得られなかった場合はレーザー切断性に劣るとし、表3に×と記載した。一方、いずれの発生もなく、幅方向で安定した切断面が得られた場合はレーザー切断性に優れるとし、表3に○と記載した。なお、レーザー切断の際のアシストガスには酸素を用い、切断速度は1500mm/min、レーザー出力は3kW、焦点位置は鋼板表面から3.0mmの位置とした。

[0072] 表3に示した本発明例は、熱延シートの幅方向の中央部、幅方向のエッジから5mmの部分、幅方向のエッジから200mmの部分のいずれの部分においても均一にスケールも密着性が優れており、レーザー切断性にも優れていた。これに対し、比較例はいずれかの幅位置での密着性またはレーザー切断性が劣っていた。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、
C : 0.01~0.30%、
Si : 0.50%以下、
Mn : 0.01~2.0%、
P : 0.10%以下、
S : 0.10%以下、
sol. Al : 0.10%以下、
N : 0.015%以下を含有し、
残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、
鋼板の表面にスケールを有し、
前記鋼板の幅方向における前記スケールが、面積率で、
マグネタイト粒 : 20%以上60%以下、
鉄とマグネタイトの共析変態組織 : 30%以上、
ここで、マグネタイトは、前記マグネタイト粒と、前記共析変態組織
に含まれるマグネタイトからなり、
ウスタイト : 15%以下であり、
質量分率で、ヘマタイト : 5%以下である組織を有し、
前記鋼板の幅方向における、前記スケールの平均厚さが5 μ m以上
20 μ m以下であり、
かつ、前記鋼板の幅方向における、前記スケールの厚さのばらつきが
4 μ m以下である、熱延鋼板。
- [請求項2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、
Cu : 1.0%以下、
Ni : 0.50%以下、
Cr : 2.0%以下、
のうち1種以上を含有する、請求項1に記載の熱延鋼板。
- [請求項3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Mo : 1.0 %以下、
Nb : 0.1 %以下、
V : 0.1 %以下、
Ti : 0.03 %以下、
B : 0.01 %以下、
Sb : 0.03 %以下

のうち1種以上を含有する、請求項1または2に記載の熱延鋼板。

[請求項4]

請求項1～3のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼素材に対して、

熱間粗圧延後、デスケーリングを行い、

仕上圧延出側温度：800℃以上950℃以下で仕上圧延を行い、

前記仕上圧延出側温度から750℃までの温度範囲を平均冷却速度：
5℃/s以上で冷却した後、

750℃から巻取開始までの温度範囲を平均冷却速度：1℃/s以上
30℃/s以下で冷却し、

巻取温度：500℃以上650℃以下で巻取り、

巻取開始から、コイルのエッジ部の温度が巻取温度から300℃以上
450℃以下の冷却停止温度までの間、平均冷却速度：0.5℃/s
以上6.0℃/s以下でコイル全体を冷却する、熱延鋼板の製造方法

。