

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、自動車、家電、建材等に用いられる、表面に酸化スケールを有する熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。本発明は特に、建材やトラックフレーム、中華鍋などの素材として好適な黒色度およびスケール密着性に優れ、かつ鋼板の幅方向で黒色度および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、文化的に黒色が好まれる東南アジアなどの一部地域では、美しい黒色を有していることが建材などの商品のさらなる付加価値となる。このため、黒色度に優れる黒皮熱延鋼板の要求が強くなっている。

[0004] さらに、鋼板の幅方向においてスケールの密着性や黒色度にばらつきがあり、密着性や黒色度の悪い部分があると、その部分を除いて使用しなければいけなくなる。特に、黒皮熱延鋼板のコイルのエッジ部ではスケールが白色化し、密着性が劣位になる傾向がある。したがって、歩留まり向上の観点から、コイルの幅方向においてスケール密着性および黒色度が均一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、デスクーリングを行い、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。

[0008] さらに、特許文献4には、C:0.001~0.20mass%、Si:0.001~0.50mass%、Mn:0.05~2.0mass%、P:0.05mass%以下、S:0.05mass%以下およびsol、Al:0.01~0.10mass%を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物の成分組成になる熱延鋼板の表面に、厚さが4μmを超えるスケールを有し、該スケールは体積比で50%以上のFe₃O₄を含む組成になり、かつスケール表面から厚み方向に少なくとも2μm深さまでの領域に析出Feを含有しないことを特徴とする黒色性に優れる黒皮熱延鋼板が提案されている。

[0009] また、特許文献5には、母材熱延鋼板と、Fe₃O₄とFeからなり、厚さが3.0~20μmである、前記母材熱延鋼板の表面上のスケール、とを含む黒皮熱延鋼板が提案されている。前記スケールの表層における平均粒径が3.0μm以下であり、前記スケールの断面におけるFe面積率が、前記スケールの最表層から、前記スケールの厚さ方向に0~1.0μmの領域において1.0%未満である。さらに前記スケールと前記母材熱延鋼板との間の界面から、前記スケールの厚さ方向に0~1.0μmの領域において1.0%以上である。

先行技術文献

特許文献

- [0010] 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
特許文献4：特開2004-043888号公報
特許文献5：国際公開第2018-186265号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0011] 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。また、スケールの黒色度を高める方法については言及されていない。
- [0012] 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、スケールの黒色度を高める方法については言及されていない。さらに、幅方向において均一にスケールの密着性および黒色度を向上させる方法については言及されていない。
- [0013] 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が提案されている。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とにより、熱延コイルの幅方向、特にエッジ部の優れたスケールの密着性が得られている。しかしながら、黒色度を熱延コイルに対し、幅方向で均一に向上させる方法については言及されていない。

[0014] 特許文献4および5に記載の技術では、黒色度とスケール密着性に優れる熱延鋼板が提案されているが、必ずしも熱延コイルの幅方向で均一なスケール密着性および黒色度は得られない。特に、コイルのエッジ部ではスケールが白色化するとともにスケール密着性が劣位になるという問題があった。

[0015] 本発明は、上記課題を解決し、熱延鋼板の幅方向でスケール密着性および黒色度が均一に優れる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

[0016] 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および黒色度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 ($4\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe}$)。この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高いため、スケール密着性の向上に寄与する。また、マグネタイトは黒色を有する鉄系酸化物であるため、黒皮熱延鋼板表面の黒色化に寄与する。一方、共析変態に伴い生成する析出Feや、熱間圧延時に高温下でスケール表面に生成するヘマタイトは表面の黒色化を阻害する要因であることを知見した。

[0017] 従来の技術では、スケールの密着性および黒色度は、特に幅方向のエッジ

部で劣位な傾向があった。エッジ部における密着性の低下は、以下のことに起因することが明らかとなった。つまり、コイル状に巻き取った後のエッジからの侵入空気で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マグネタイト層の量が過度に増加し、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に起因する。さらに、エッジ部における黒色度の低下は、スケール表面に生成するヘマタイトの量が過度に増加することに起因することを知見した。

[0018] また、従来の技術では、熱延コイルを巻取った後、幅方向の中央部において鋼板同士が密着し酸化雰囲気から遮断されることにより、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に還元され、スケール表面でも共析変態が進行する場合があった。この場合、スケール密着性は向上するものの、スケール表面での析出Feの量が増加するため、黒色度が劣位になるという問題がある。

[0019] さらに、通常の条件で製造した場合は、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、共析変態組織の量の減少やヘマタイトの量が増加する。これにより、密着性および黒色度が劣位になるケースがあることが判明した。

[0020] そこで、本発明者らは、上記課題を解決し、コイルの幅方向で均一に優れたスケール密着性および黒色度を有する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。

[0021] (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、デスケーリングを行い、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。また、表面の黒色化に寄与する表層のマグネタイト粒を十分に生成させる。

[0022] (ii) 巻取温度：450℃以上600℃以下で巻取ること、密着性向

上に寄与する共析変態組織の量を適切に制御するとともに、白色化の要因となる鋼板表面における析出F eの生成を抑制する。さらに、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430℃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に伴うヘマタイト生成を抑制し、密着性の悪化および白色化を抑制する。また、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、優れた密着性および黒色性を確保することができる。

[0023] 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F e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：30%以上、鉄とマグネタイトの共析変態組織：20%以上60%以下、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：20%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、前記スケール表面における析出F eが面積率で15%以下であり、前記鋼板の幅方向における、前記スケールの平均厚さが3μm以上20μm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：４５０℃以上６００℃以下で巻取り、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４３０℃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、熱延鋼板の製造方法。

発明の効果

〔００２４〕 本発明によれば、スケール密着性および黒色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、コイル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、製品の加工不良の防止、作業環境の向上に大きく寄与するという効果もある。

〔００２５〕 なお、本発明における熱延鋼板の板厚は、２．０ｍｍを超え２５ｍｍ以下とし、好ましくは５．０ｍｍを超え２５ｍｍ以下とする。

発明を実施するための形態

〔００２６〕 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。

〔００２７〕 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。

[0028] 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。

[0029] 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。さらに、仕上圧延前の高温下におけるデスケリング性が悪化し、粗圧延までで生成した一次スケールが仕上圧延で粉碎されることにより、所謂赤スケールが生じやすくなり、黒色性が劣位になる。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。

[0030] 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。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。

[0031] 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。好ましい上限は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。

[0032] 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。

[0033] 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、soI, Al量は0.10%以下とする。好ましくは0.06%以下とする。

[0034] 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。

[0035] 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。

[0036] 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。

[0037] 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。

[0038] 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。

[0039] 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。

[0040] 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。

[0041] 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。

[0042] 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。

[0043] 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。

[0044] 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0.0

0.05%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。

[0045] 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。

[0046] 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。

[0047] 次に、本発明の熱延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5mm位置におけるスケールの組織を意味する。夫々の位置における組織が以下の範囲内であればよい。

[0048] マグネタイト粒の面積率 : 30%以上

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、スケールー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。また、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は、黒色化に寄与する組織である。マグネタイト粒が30%未満ではこれらの効果が十分に得られないため、マグネタイトの面積率は30%以上とし、好ましくは40%以上である。一方、マグネタイト粒が80%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場合がある。このため、マグネタイト粒の面積率は80%以下が好ましく、より好ましくは70%以下である。

[0049] 鉄とマグネタイトの共析変態組織の面積率：20%以上60%以下

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。20%未満ではこの効果が十分に得られない。このため、鉄とマグネタイトの共析変態組織の面積率は20%以上とし、好ましくは25%以上、より好ましくは30%以上とする。一方、鉄とマグネタイトの共析変態組織が60%を超えると、スケール表面近傍にも共析変態由来の析出Feが生成し、白色化の要因となる。このため、鉄とマグネタイトの共析変態組織は60%以下とし、好ましくは55%以下、より好ましくは50%以下とする。

[0050] ウスタイトの面積率：20%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が、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20%以下とし、好ましくは、15%以下、より好ましくは10%以下とする。なお、ウスタイトの面積率は0%でもよい。

[0051] 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。ヘマタイトは密着性の悪化や白色化を招くとともに、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。

[0052] スケール表面における析出Feの面積率：15%以下

スケール表面における析出Feは、スケール表面の黒色化を阻害する要因となる。このため、その面積率が15%を超える場合、十分な黒色度が得られない。したがって、スケール表面における析出Feの面積率は15%以下とする。また、スケール表面における析出Feの面積率は0%でもよい。

[0053] 鋼板の幅方向における、スケールの平均厚さが3 μm 以上20 μm 以下

スケールの平均厚さが3 μm 未満の場合、スケールの地鉄側に生成する共析変態組織の色調や、地鉄の光沢および色調の影響が表層の色調に影響し、白色に見える要因となる。このため、スケールの平均厚さは3 μm 以上とし、好ましくは4 μm 以上とする。一方、スケールの平均厚さが20 μm を超えると、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 以下とし、好ましくは18 μm 以下、より好ましくは15 μm 以下とする。

[0054] 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。

[0055] スケール組織の測定は、鋼板の幅方向の中央部およびエッジ部において行う。すなわち、熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5 mmの位置部分を観察位置として評価する。

[0056] 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、上記観察位置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観察面として切り出し、鏡面研磨する。その後、走査型電子顕微鏡（SEM）を用い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視野におさまる観察倍率にてスケール断面の反射電子像を観察する。SEMの反射電子像にて、マグネタイトは一番暗く、地鉄および共析変態組織中の析出Fe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る。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。

[0057] ヘマタイトは、スケール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、 $\text{CoK}\alpha$ 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する。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。

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

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、 Fe_2O_3 、または Fe_3O_4 である。

[0058] スケール表面における析出Feの面積率は、上記観察位置の表面の反射電子像を、SEMを用いて倍率：3000倍で観察し、一番明るいコントラストで見える析出Feの面積率を画像解析によって求めることで測定することができる。

[0059] また、コイルの幅方向におけるスケールの平均厚さは、以下のとおり測定できる。例えば、熱延鋼板の幅方向中央部、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、これらを平均することにより求めることができる。なお、本発明の幅方向におけるスケールの平均厚さ $3\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下とは、熱延鋼板の幅方向中央部、幅方向のエッジから5mmの部分の夫々において、スケールの平均厚さが $3\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下であることを意味する。

[0060] 次に、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。

[0061] 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。

[0062] 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。

[0063] 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。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。粗圧延および仕上圧延前に圧延機の入り側で高水压等によるデスケーリングにより、シートバー表面に生成したスケールを除去する。

[0064] 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℃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5.0mm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℃以下が好ましく、より好ましくは1050℃以下である。また、仕上圧延入側温度の下限は950℃以上とすることが好ましい。

[0065] 仕上圧延出側温度：800℃以上950℃以下

仕上圧延出側温度が800℃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することにより、スケールの密着性および黒色性の劣化の原因となる。また、スケール厚が減少し、十分な黒色度が得られない。さらに、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℃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℃以上950℃以下とする。好ましい下限は、820℃以上である。また、好ましい上限は930℃以下である。

[0066] 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

スケールは高温域でより速く成長する。このため、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℃までの温度範囲の平均冷却速度が5℃/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℃までの温度範囲の平均冷却速度は5℃/s以上とし、好ましくは7℃/s以上とする。一方、仕上圧延出側温度から750℃までの温度範囲の平均冷却速度が80℃/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する。この結果、スケールの密着性および黒色性の劣化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℃までの温度範囲の平均冷却速度は80℃/s以下が好ましく、より好ましくは50℃/s以下である。

[0067] 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

750℃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℃から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度が1℃/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℃から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度は1℃/s以上とする。好ましくは3℃/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。これにより、スケール中にクラックが生じ、このクラックがスケールの再酸化を促進する。これにより、ヘマタイトが生成し、スケールの密着性および黒色性の劣化の原因となる。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以下とし、好ましくは20℃/s以下とする。

[0068] 巻取温度：450℃以上600℃以下

上記の冷却後、巻取温度：450℃以上600℃以下で鋼板を巻き取る。巻取温度が450℃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600℃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、表層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る。この

ウスタイトが共析変態することにより鋼板表面にFeが析出し、黒色化を阻害する要因となる。さらに、幅方向のエッジ部では再酸化によるヘマタイトの生成が促進され、白色化の原因となる。したがって、巻取温度は450℃以上600℃以下とする。好ましい下限は470℃以上である。好ましい上限は580℃以下である。

[0069] 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430℃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430℃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に伴うヘマタイト生成を抑制でき、白色化を抑制するとともに、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、優れた密着性および黒色性を確保することができる。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、上記の効果を達成することができる。コイルのエッジ部における冷却停止温度が430℃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℃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 430°C 以下とする。好ましい下限は 320°C 以上である。また、好ましい上限は 400°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、スケールの密着性や黒色性が低下する。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。

[0070] 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。

[0071] 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。

実施例

[0072] 以下、本発明の実施例を説明する。

[0073] 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 2 mm の黒皮熱延コイルとした。得られた熱延コイルの幅方向の各位置において試験片を採取し、下記の方法でスケール組織、スケール厚さ、密着性、および黒色度を評価した。

[0074]

[表1]

鋼番	成分組成(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Cu	Ni	Cr	others	
A	0.053	0.01	0.28	0.016	0.0088	0.038	0.0027	-	-	-	-	適合鋼
B	0.076	0.20	1.48	0.049	0.0118	0.021	0.0033	-	-	-	-	適合鋼
C	0.158	0.13	0.75	0.012	0.0182	0.051	0.0028	-	-	-	-	適合鋼
D	0.084	0.03	1.95	0.043	0.0120	0.044	0.0062	0.08	0.07	-	-	適合鋼
E	0.126	0.46	1.27	0.016	0.0166	0.023	0.0036	-	-	0.42	-	適合鋼
F	0.180	0.10	0.83	0.036	0.0137	0.029	0.0030	0.04	0.02	0.25	-	適合鋼
G	0.230	0.04	0.74	0.023	0.0132	0.026	0.0032	0.52	0.31	0.14	-	適合鋼
H	0.248	0.29	0.93	0.049	0.0068	0.016	0.0059	-	-	-	Mo:0.21, Nb:0.03, V:0.03	適合鋼
I	0.284	0.07	0.75	0.032	0.0086	0.039	0.0049	0.18	0.03	0.08	Ti:0.015, B:0.003, Sb:0.02	適合鋼
J	0.322	0.13	0.25	0.040	0.0071	0.059	0.0021	-	-	-	-	比較鋼
K	0.113	0.63	1.49	0.038	0.0092	0.060	0.0051	-	-	-	-	比較鋼
L	0.205	0.22	2.21	0.011	0.0066	0.036	0.0046	-	-	-	-	比較鋼

下線は本発明の範囲外。

[0075] [表2]

No.	鋼番	熱延条件					幅方向の中央部のスケール組織および密着性						幅方向のエッジから5mmの部分のスケール組織および密着性						備考					
		仕上圧延 出側温度 (℃)	仕上圧延 ～750℃ の平均 冷却速 度 (℃/s)	巻取開 始の平 均冷却 速度 (℃/s)	750℃～ 巻取開 始の平 均冷却 速度 (℃/s)	コイル エッジ部 平均冷 却速度 (℃/s)	コイル エッジ部 冷却止 止温度 (℃)	マグネ タイド面 積率 (%)	共析変 態組織 面積率 (%)	ウスタイ ド面積 率(%)	ヘマタイ ド質量 分率 (%)	最表面 析出Fe (%)	スケール 厚さ (μm)	スケール 密着 性	L*	マグネ タイド面 積率(%)	共析変 態組織 面積率 (%)	ウスタイ ド面積 率(%)		ヘマタイ ド質量 分率 (%)	最表面 析出Fe (%)	スケール 厚さ (μm)	スケール 密着 性	L*
1	A	870	10	7	460	420	0.8	59	28	13	0	0	8	△	28	59	23	18	0	0	10	△	32	発明例
2	A	770	70	25	460	400	1.5	56	33	11	6	3	2	×	43	53	34	13	8	1	2	×	44	比較例
3	A	970	6	2	460	370	3.0	60	30	10	0	2	22	×	30	58	28	14	1	0	23	×	35	比較例
4	B	840	20	10	480	340	4.5	57	35	8	0	4	7	○	33	56	34	10	1	1	8	○	33	発明例
5	B	940	3	2	480	310	5.5	55	37	8	1	5	21	×	32	56	35	9	2	2	22	×	35	比較例
6	C	840	25	10	500	420	0.8	57	38	5	2	6	6	○	35	55	40	5	3	1	7	○	37	発明例
7	C	940	6	0.4	500	400	1.5	59	37	4	1	5	22	×	38	55	39	6	2	2	22	×	38	比較例
8	D	810	30	15	520	370	3.0	53	45	2	3	9	4	○	35	51	46	3	4	5	5	△	38	発明例
9	D	810	80	34	520	340	4.5	50	48	2	7	11	5	×	42	52	44	4	9	3	5	×	43	比較例
10	E	860	35	20	540	310	5.5	47	52	1	2	13	8	○	37	49	49	2	2	5	8	○	38	発明例
11	E	880	35	20	430	420	0.8	58	18	24	0	0	9	×	29	70	5	25	0	0	9	×	33	比較例
12	F	880	45	20	560	400	1.5	45	55	0	1	13	10	○	35	47	53	0	2	6	10	○	37	発明例
13	F	940	6	2	620	370	3.0	27	73	0	4	23	23	×	48	33	66	1	12	8	24	×	49	比較例
14	G	900	45	20	580	340	4.5	42	58	0	1	12	11	○	34	42	57	1	3	5	13	○	35	発明例
15	G	900	75	25	580	450	0.3	45	55	0	1	13	14	○	37	50	50	0	10	5	22	×	45	比較例
16	H	920	75	25	590	310	5.5	42	58	0	2	14	14	○	38	45	55	0	4	4	16	○	39	発明例
17	H	920	30	15	590	450	1.0	43	57	0	2	12	15	○	39	44	56	0	8	6	21	×	42	比較例
18	I	940	45	20	480	420	0.8	56	38	6	0	10	18	○	31	53	35	12	2	1	19	△	33	発明例
19	I	940	75	25	500	280	6.5	57	40	3	0	6	16	○	30	39	38	23	1	2	18	×	32	比較例
20	J	830	25	10	520	400	1.5	54	45	1	1	7	6	×	31	56	41	3	2	1	7	×	32	比較例
21	K	850	25	10	540	370	3.0	54	46	0	12	9	8	×	45	54	45	1	15	2	8	×	48	比較例
22	L	870	25	10	560	340	4.5	48	52	0	1	10	11	×	35	55	45	0	3	3	13	×	37	比較例

下線は本発明の範囲外。

[0076] 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、以下のとおり測定した。熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5 mm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観察面として切り出し、鏡面研磨した。その後、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、マグネタイトは一番暗く、地鉄および共析変態組織中の析出Fe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。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。

[0077] ヘマタイトは、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。

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

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、 Fe_2O_3 、または Fe_3O_4 である。

[0078] 鋼板最表面における析出Feの面積率は、熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5 mmの部分のスケール表面の反射電子像を、SEMを用いて倍率：3000倍で観察した。一番明るいコントラストで見える析出Feの面積率を画像解析によって求めることで測定した。

[0079] また、コイルの幅方向におけるスケールの平均厚さは、熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5 mm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にてスケール厚さをそれぞれ3か所ずつ測定し、これらを夫々平均することにより求めた。

[0080] スケールの密着性は、熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5mmの部分から、長手方向が圧延方向と平行となるよう30mm×100mmの試験片を採取した。次いで、押し曲げ法による曲げ試験（JIS Z 2248）を行った後、曲げ外側の試験片の表面にセロハンテープを貼って剥離し、テープに付着したスケールの量を画像解析により測定することにより評価した。曲げ試験の条件は、押し金具先端半径 r と試験片板厚 t の比 r/t を4、曲げ角度を180°とした。評価基準は次の通りとし、○および△を密着性に優れるとした。

○：ほとんど剥離が認められない。（スケール付着部面積率が10%未満）

△：一部剥離が認められるものの、実用上問題無い。（スケール付着部面積率が10%以上50%未満）

×：多くの部分に剥離が認められ、実用上問題がある。（スケール付着部面積率が50%以上）

黒色度は、熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5mmの部分における鋼板表面をアルコールで脱脂処理した後、分光測色計（KONICA MINOLTA社製 CM-700d）を用いて測定した。そして、一般的に人間の視覚に近いとされている $L^*a^*b^*$ 表色系（JIS Z 8729）の L^* 値を測定することにより求めた。なお、 L^* 値が小さいほど黒色に近いことを意味する。測定の際の視野角は10°とし、主光源は補助イルミナントD65（昼光、色温度6504K）を用い、正反射光除去モードで測定した。40以下の L^* 値を黒色度に優れるとした。

[0081] 表2に示した本発明例は、熱延コイルの幅方向中央部、および幅方向のエッジから5mmの部分のいずれにおいても均一にスケール密着性および黒色度に優れているのに対し、比較例はいずれか、または両方の幅位置での密着性または黒色度が劣っていた。

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 : 30%以上、
鉄とマグネタイトの共析変態組織 : 20%以上60%以下、
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 : 20%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、
前記スケールの表面における析出Feが面積率で15%以下であり、
前記鋼板の幅方向における、前記スケールの平均厚さが3 μ m以上2
0 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：450℃以上600℃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
430℃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、熱
延鋼板の製造方法。