

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、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、特に調質圧延や曲げ成形、プレス成形、レーザー切断等の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た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黒皮熱延鋼板に、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。特に、フレーク状のスケール剥離は加工ラインの汚染や表面品質の劣化、さらにレーザー切断性の劣化の大きな要因となる。そのため、スケールの密着性向上のためには、フレーク状のスケール剥離の抑制が求められている。

[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、という傾向がある。さらに、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大きくなっており、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、スケールの密着性向上が強く求められている。

[0004] 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。

[0005] 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および不可避的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℃で捲き取ることにより、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が提案されている。

[0006] また、特許文献3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%以下及び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4 μ m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2 μ m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。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1 : 特許第6760425号公報

特許文献2 : 特許第4153734号公報

特許文献3 : 特許第4061996号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 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、フレーク状のスケール剥離を抑制する方法については言及されていない。

[0009] 特許文献2に記載の技術は、Ni、Cu、Crを所定量添加した鋼を熱間圧延し、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、スケール表層あるい

はスケール内部でスケール剥離が生じ、密着性が低下することが懸念される。また、熱延鋼板の板厚がより大きくなった場合、スケールの密着性の低下が懸念される。さらに、フレーク状のスケール剥離を抑制する方法については言及されていない。

[0010] 特許文献3に記載の技術では、所定の成分組成を有する鋼スラブを加熱後、仕上圧延出側温度が800℃以上となる熱間圧延を施し、その後50℃/s以上の冷却速度で650℃以下まで冷却し、600℃以上で巻取る。これにより、スケールの密着性を維持しつつ、スケールの黒色化を有利に実現している。しかし、フレーク状のスケール剥離を十分に抑制できないことが懸念される。また、熱延鋼板の板厚がより大きくなった場合、スケールの密着性の低下が懸念される。

[0011] 本発明は、上記課題を解決し、より大きい板厚の熱延鋼板や、過酷な条件での加工、特にレベラー加工を行った場合においても、スケール密着性、特に耐フレーク状剥離性に優れ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。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。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らはまず、従来の熱延鋼板のフレーク状のスケール剥離の原因を調査した。その結果、フレーク状に剥離するスケールはスケールと地鉄の界面から剥離していることが明らかとなった。すなわち、フレーク状剥離を抑制するには、スケールと地鉄の界面性状を適切に制御し、スケールと地鉄の接触面積を増加することが重要である。また、当該スケールと地鉄の接触面積には地鉄の成分組成も影響を与えることから、地鉄の成分組成も適切に制御する必要がある。

[0013] 熱間圧延時に生成するスケールは、スラブ加熱炉や粗圧延過程で生成する一次スケールと、仕上圧延過程で生成する二次スケールとに大別される。薄鋼板における従来技術では、一次スケールは仕上圧延前のデスケーリングにより完全に除去されることが多いため、二次スケールの性状が最終製品にお

けるスケール密着性に大きく影響していた。本発明者らは、これらの知見を踏まえ、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、特に耐フレーク状剥離性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、 1150°C 以上の加熱温度で加熱し、デスケリングによりスケールを一旦除去した後、熱間粗圧延および 30MPa 以下の圧力の水噴射でデスケリングを行う。これにより、粗圧延時に生成した一次スケールを地鉄との界面から完全に除去させることなく、最終製品における、耐フレーク状剥離性の向上に好適な凹凸状のスケール／地鉄界面が得られる。

(ii) 熱間粗圧延後、仕上圧延出側温度： $800\sim 950^{\circ}\text{C}$ で仕上圧延を行うことにより、一次スケールと地鉄との凹凸状の界面を有したままスケール厚を適正に制御するとともに、耐フレーク状剥離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。

(iii) 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： $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却した後、 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 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却する。これにより、高温下でのスケールの過度な成長による耐フレーク状剥離性の低下を抑制する。

(iv) 巻取温度： $500\sim 630^{\circ}\text{C}$ で巻取り、巻取り温度 -50°C 以上巻取り温度以下の温度範囲で 100 分以上保持する。このとき、巻取り後に、巻取温度 -50°C 以上巻取温度以下の温度範囲で 100 分以上保持することでウスタイトの共析変態を十分に進行させることにより、スケールの耐フレーク状剥離性が向上する。

[0014] 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、 $\text{C} : 0.01\sim 0.30\%$ 、 $\text{Si} : 0.50\%$ 以下、 $\text{Mn} : 0.01\sim 2.0\%$ 、 $\text{P} : 0.10\%$ 以下、 $\text{S} : 0.10\%$ 以下、 $\text{sol. Al} : 0.10\%$ 以下、 $\text{N} : 0.015\%$ 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、鋼板表面にスケールを有し、前記スケールの平均厚さが $25\mu\text{m}$ 以下であり、前記スケールが、面積率で、マグネタイト：20%以上、鉄とマグネタイトの共析変態組織：30%以上、ウスタイト：15%以下、マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織の合計が90%以上（100%を含む）を含む組織を有し、前記スケールと地鉄の界面の算術平均粗さが $0.3\mu\text{m}$ 以上である、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〕または〔2〕に記載の成分組成を有する鋼素材に対して、1150℃以上の加熱温度で加熱し、デスケーリングした後、熱間粗圧延および圧力：30MPa以下の水噴射での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：500～630℃で巻取り、巻取温度－50℃以上巻取温度以下の温度範囲で100分以上保持する、熱延鋼板の製造方法。

〔5〕〔3〕に記載の成分組成を有する鋼素材に対して、1150℃以上の加熱温度で加熱し、デスケーリングした後、熱間粗圧延および圧力：30MPa以下の水噴射での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： $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却し、巻取温度： $500\sim 630^{\circ}\text{C}$ で巻取り、巻取温度 -50°C 以上巻取温度以下の温度範囲で100分以上保持する、熱延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0015] 本発明によれば、スケールの耐フレーク状剥離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、スケールのフレーク状剥離を防止でき、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。さらに、熱延鋼板の板厚の増加や過酷な条件での加工、特にレベラー加工に伴うスケールの耐フレーク状剥離性の低下といった課題も解決することができる。

発明を実施するための形態

[0016] 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。

[0017] 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。

[0018] C： $0.01\sim 0.30\%$

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ガスを発生してスケールと地鉄との接触面積を減じることで、圧延途中にスケールの剥離を生じ、スケール疵の原因となるため、C量は 0.30% 以下とする。スケールの耐フレーク状剥離性の観点から、好ましくは 0.20% 以下である。

[0019] Si： 0.50% 以下

Siは脱酸剤として作用する元素であり、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S i 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、S i 量は0.50%以下とする。好ましくは、0.20%以下である。

[0020] 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く、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、スケールの耐フレーク状剥離性の低下の原因となる。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。

[0021] 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、スケールの耐フレーク状剥離性を低下させる。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。なお、Pを含まなくてもよいが、P含有量は製造コストの点から0.001%以上とすることが好ましい。

[0022] 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、スケールの耐フレーク状剥離性を低下させる。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。なお、Sを含まなくてもよいが、S含有量は製造コストの点から0.001%以上とすることが好ましい。

[0023] sol. Al : 0.10%以下

sol. Alは、脱酸剤として作用する元素である。sol. 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。

[0024] 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。また、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。

[0025] 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。

[0026] 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、スケールと地鉄の界面の凹凸化を促進し、スケールと地鉄の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、加熱時に溶解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。

[0027] 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、スケールと地鉄の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を含む場合は0.50%以下とする。好ましくは、0.40%以下である。

[0028] 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、スケールと地鉄の界面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%以上である。より好ましい上限は、1.0%以下である。最も好ましい下限は、0.12%以上である。最も好ましい上限は、0.8%以下である。

[0029] 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。

[0030] 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ため、Moを含有する場合、その量を1.0%以下とする。

[0031] 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り、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おそれがある。よって、Nbを含有する場合、その量を0.1%以下とする。

[0032] 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り、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おそれがある。よって、Vを含有する場合、その量を0.1%以下とする。

[0033] 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おそれがある。よって、Tiを含有する場合、その量を0.03%以下とする。

[0034] B : 0.01%以下

Bは鋼の焼入れ性を高める元素であり、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0.0005%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。

[0035] Sb : 0.03%以下

Sbは素材を加熱した際に表層に濃化して、加熱時に表層のC量が低下することを抑制する作用を有する。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、スケールと地鉄の界面の密着性を低下させる。このため、Sbを含有する場合、0.03%以下とする。

[0036] 上記した化学成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。不可避免的不純物としては、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。

[0037] 上記任意成分を好適な下限値未満で含む場合、下限値未満で含まれる任意元素は本発明の効果を害さない。そこで、上記任意元素を好適な下限値未満で含む場合、上記任意元素は、不可避免的不純物として含まれるとする。

[0038] 次に、本発明の熱延鋼板のスケール組織について説明する。

[0039] スケールの平均厚さが25 μ m以下

スケールの平均厚さが $25\text{ }\mu\text{m}$ を超えると、鋼板に加工を加える際のスケール最表層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と地鉄界面の密着性が低下する。このため、スケールの平均厚さは $25\text{ }\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $18\text{ }\mu\text{m}$ 以下である。また、スケールの平均厚さの下限は特に定めないが、レーザー切断等の加工の際の切断面品質の安定性を確保する観点から、 $3\text{ }\mu\text{m}$ 以上が好ましい。より好ましくは $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上である。

[0040] マグネタイト：20%以上

マグネタイトは地鉄との整合性が高く、スケールの耐フレック状剥離性向上に寄与する。20%未満ではこの効果が十分に得られないため、マグネタイトの面積率は20%以上とする。好ましくは30%以上である。上限は特に定めないが、マグネタイトの面積率が70%を超えると、スケールの耐フレック状剥離性の向上に寄与する鉄とマグネタイトの共析変態組織の割合が減少し、耐フレック状剥離性が損なわれる場合がある。このため、マグネタイトの面積率は70%以下が好ましい。より好ましくは60%以下である。なお、このマグネタイトは、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得る。

[0041] 鉄とマグネタイトの共析変態組織：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、スケールと地鉄の界面の密着性向上に寄与する。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40%以上、より好ましくは45%以上である。

[0042] ウスタイト：15%以下

マグネタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織以外に、ウスタイトが未変態のまま室温で残存する場合がある。ウスタイトは室温ではマグネタイトに比べて脆いことに加え、マグネタイトや鉄とマグネタイトの共析変態組織と比較して地鉄との整合性が低く、スケールと地鉄の界面の密着性を損ねる

原因となる。このため、ウスタイトの面積率は15%以下とする。好ましくは、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。

[0043] また、ウスタイトに加え、ヘマタイト層が熱延鋼板の最表層部に生成する場合があるが、ヘマタイト層の生成は本発明の効果を損ねるものではないため、含有してもかまわない。なお、ヘマタイト層は赤スケール等の表面欠陥の原因となるため、ヘマタイトの質量分率は10%以下が好ましい。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。

[0044] マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織の合計：90%以上（100%を含む）

ヘマタイト等のマグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織以外の相が多く含まれ、マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織の合計分率が90%未満となる場合、表面欠陥の原因になるとともに耐フレーク状剥離性が低下する。表面品質および所定の耐フレーク状剥離性を確保する観点から、マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織の合計分率は90%以上とする。

[0045] なお、マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織以外の残部組織としては、ヘマタイトの他に非鉄系酸化物、例えばSi系酸化物、Cr系酸化物等が含まれるが、これらが面積率で合計10%以下であれば本発明の効果を損ねない。また、これら残部組織は後述するヘマタイトの測定方法と同様にしてX線回折分析によって測定可能である。

[0046] スケールと地鉄の界面の算術平均粗さが0.3 μm 以上

スケールと地鉄の界面の算術平均粗さを0.3 μm 以上とすることにより、界面での剥離が原因と考えられるフレーク状剥離を抑制することができる。スケールと地鉄の界面の算術平均粗さが0.3 μm 未満ではこの効果が十分でなく、耐フレーク状剥離性が劣位になるため、スケールと地鉄の界面の算術平均粗さは0.3 μm 以上とする。好ましくは0.4 μm 以上である。また、上限は特に定めないが、レーザー切断等の加工の際の切断面品質の安

定性を確保する観点からは、スケールと地鉄の界面の算術平均粗さは $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下が好ましい。

[0047] 次に、本発明の熱延鋼板のスケール組織の測定方法について説明する。

[0048] マグネタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織、ウスタイト、析出 Fe 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倍率：3000倍にて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、マグネタイトは一番暗く、地鉄および析出 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。また、スケールの平均厚さは、SEMにて任意の位置のスケール厚さを3か所測定し、平均することにより求める。また、マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織の各面積率は、酸化スケール全体の面積を100%とした場合の値を意味し、酸化スケール内に空隙がある場合には面積率の計算から除外する。

[0049] ヘマタイトの質量分率は、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 (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) を用いて求めることができる。

$$\text{相Aの質量分率} = (I_A / R_A) \times 100 / ((I_{\text{Fe}} / R_{\text{Fe}}) + (I_{\text{FeO}} / R_{\text{FeO}}) + (I_{\text{Fe}_2\text{O}_3} / R_{\text{Fe}_2\text{O}_3}) + (I_{\text{Fe}_3\text{O}_4} / R_{\text{Fe}_3\text{O}_4})) \quad \cdots (2)$$

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。

なお、X線回折装置を用いて検出されたヘマタイトの質量分率は、面積率とみなして上述の酸化スケール全体の面積100%から減じ、残りの面積からマグネタイト、共析変態組織、ウスタイトの面積率を夫々算出する。

- [0050] スケールと地鉄の界面の算術平均粗さは、鋼板表面のスケールを酸洗により除去した後、レーザー顕微鏡を用いて地鉄表面の3次元形状を測定し、長さ100 μm の基準長さで圧延方向に平行な粗さ曲線を5本抜き出す。そして、JIS B 0633:2001に準拠して求めたそれらの区間の算術平均粗さを平均することにより求めることができる。
- [0051] 次に、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。
- [0052] 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、 $\left(\frac{\text{冷却開始温度} - \text{冷却停止温度}}{\text{冷却時間}} \right)$ とする。
- [0053] 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。
- [0054] 加熱温度：1150℃以上
- 上記鋼素材を、1150℃以上の加熱温度で加熱する。この加熱は鋼母材の十分な固溶化を行うとともに、一次スケールと地鉄との界面を凹凸化する目的で行う。加熱温度が1150℃未満では界面の凹凸化が十分に進まないため、加熱温度は1150℃以上とする。好ましくは1180℃以上である。また好ましくは1300℃以下である。なお、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。
- [0055] 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。鋼素材の加熱時に生成したスケールを粗圧延前に水噴射によりデスクーリングを行う。これは、加熱時に生成したスケールは非常に厚く、最終製品におけるスケールの耐フレック状剥離性が低下するとともに、表面疵の

原因となるからである。この時のデスケーリングは、当該厚く生成したスケールを除去できれば良く、従来公知の方法でよい。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。

[0056] 圧力：30MPa以下の水噴射でのデスケーリング

仕上圧延前に仕上圧延機の入り側で圧力：30MPa以下の水噴射によりデスケーリングを行う。これにより、粗圧延時に生成した一次スケールを地鉄との界面から完全に除去させることなく、最終製品における耐フレーク状剥離性の向上に好適な凹凸状のスケールと地鉄との界面が得られる。水噴射の圧力が30MPaを超える場合はスケールが界面から完全に除去されることにより、スケールと地鉄の界面の粗さが不十分となり、スケールと地鉄の界面の密着性が低下する場合がある。したがって、水噴射の圧力は30MPa以下とする。好ましくは25MPa以下である。また、スケール厚の過度な増加を防ぐ観点から、水噴射の圧力は5MPa以上が好ましい。より好ましくは10MPa以上である。

[0057] 次に、仕上圧延を行う。仕上圧延入側温度が1100℃を超えるとスケールの厚さが増加し、スケールと地鉄の界面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℃以下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るため、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。

[0058] 仕上圧延出側温度：800～950℃

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とにより、スケールの耐フレーク状剥離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、スケールと地鉄の界面の密着性が低下する。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、スケールと地鉄の界面の密着性が低下する。したがって、仕上圧延出側温度は $800\sim 950^{\circ}\text{C}$ 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。

[0059] 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耐フレーク状剥離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、スケールと地鉄との界面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と地鉄の界面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、スケールと地鉄との界面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。

[0060] 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が、スケールの過度な成長によるスケールと地鉄との界面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、スケールと地鉄との界面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°C から巻取開始までの温度範囲の平均冷却速度が $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 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、スケールと地鉄との界面の密着性が低下する場合がある。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 $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。好ましくは $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0061] 巻取温度： $500\sim 630^{\circ}\text{C}$

上記の冷却後、巻取温度： $500\sim 630^{\circ}\text{C}$ で鋼板を巻き取る。巻取温度が 500°C 未満の場合、ウスタイトの共析変態が十分に生じずに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、スケールの耐フレーク状剥離性が低下する。巻取温度が 630°C 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と地鉄との界面の密着性が低下する。したがって、巻取温度は 500°C 以上 630°C 以下とし、好ましい下限は、 530°C 以上とする。また、好ましい上限は、 620°C 以下とする。

[0062] 巻取温度－ 50°C 以上巻取温度以下の温度範囲で 100 分以上保持

巻取り後、巻取温度－ 50°C 以上巻取温度以下の温度範囲を 100 分以上保持することにより、ウスタイトの共析変態を十分に進行させる。巻取温度－ 50°C 以上巻取温度以下の温度範囲の保持時間が 100 分未満又は、巻取温度－ 50°C 未満で保持する場合、ウスタイトの共析変態が十分に生じずに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、スケールの耐フレーク状剥離性が低下する。したがって、巻取温度－ 50°C 以上巻取温度以下の温度範囲の保持時間は 100 分以上とする。好ましくは 120 分以上である。また、保持時間が長いとスケール／地鉄界面における内部酸化が過度に進行し、スケールの耐フレーク状剥離性低下の原因となる場合があるため、巻取温度－ 50°C 以上巻取温度以下の温度範囲の保持時間は 300 分以下が好ましい。

[0063] なお、巻取後のコイルは、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、最外周や、エッジ部の酸化を抑制することが好ましい。

- [0064] 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

- [0065] 以下、本発明の実施例を説明する。
- [0066] 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 6 ~ 18 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各部分から、試験片を採取し、下記の方法でスケール組織および密着性を評価した。
- [0067]

[表1]

鋼番	成分組成(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Cu	Ni	Cr	others	
A	0.090	0.10	0.78	0.020	0.0053	0.039	0.0033	-	-	-	-	適合鋼
B	0.037	0.13	1.91	0.022	0.0028	0.047	0.0037	0.05	0.03	-	-	適合鋼
C	0.167	0.42	0.62	0.017	0.0044	0.037	0.0042	-	-	0.55	-	適合鋼
D	0.195	0.21	0.65	0.019	0.0058	0.041	0.0037	0.46	0.32	0.13	-	適合鋼
E	0.130	0.14	1.32	0.018	0.0033	0.046	0.0032	-	-	-	Mo:0.63, Nb:0.03, V:0.03	適合鋼
F	0.286	0.31	0.43	0.017	0.0043	0.038	0.0044	0.04	0.02	0.25	Ti:0.017, B:0.005, Sb:0.01	適合鋼
G	0.327	0.35	0.92	0.021	0.0059	0.041	0.0038	-	-	-	-	比較鋼
H	0.151	0.70	1.18	0.015	0.0049	0.049	0.0032	-	-	-	-	比較鋼
I	0.234	0.23	2.22	0.022	0.0062	0.045	0.0040	-	-	-	-	比較鋼
J	0.093	0.02	1.47	0.017	0.0034	0.029	0.0036	-	-	-	-	適合鋼
K	0.163	0.01	0.82	0.011	0.0039	0.037	0.0038	-	-	-	-	適合鋼
L	0.156	0.02	0.86	0.015	0.0043	0.033	0.0032	0.05	0.04	0.15	-	適合鋼

下線は本発明の範囲外である。

[0068] [表2]

No.	銅番	熱延条件							スケール組織							スケール 密着性	備考		
		スラブ加熱 温度(℃)	仕上前デ スケ圧力 (Mpa)	仕上圧延 入側温度 (℃)	仕上圧延 出側温度 (℃)	仕上圧延 後の板厚 (mm)	仕上圧延 出側～平 均冷却速 度(℃/s)	750℃～巻 取開始の 平均冷却 速度(℃/s)	巻取温 度(℃)	巻取温度- 50℃巻 取温度の 保持時間 (min)	スケール の平均 厚さ (μm)	マグネタイ ト面積 率(%)	共析変 態組織の 面積率 (%)	ウスタイト 面積率(%)	ヘマタイト 質量分率 (%)			マグネタイ ト共析変 態組織の 面積率(%)	スケールと 地鉄の界 面の算術 平均粗さ (μm)
1	A	1240	28	1150	900	6	37	27	510	130	6	32	56	4	8	92	0.6	○	発明例
2	A	1140	28	1150	900	12	26	18	530	130	9	32	62	2	4	96	0.2	×	比較例
3	A	1240	45	1150	900	18	6	5	550	130	19	39	53	1	7	93	0.1	×	比較例
4	B	1160	25	1150	900	16	10	5	570	130	13	46	46	0	8	92	0.8	○	発明例
5	B	1240	25	1150	785	16	10	5	590	130	14	28	60	0	12	88	1.2	×	比較例
6	B	1240	25	1150	965	16	10	5	610	130	26	39	55	0	6	94	0.7	×	比較例
7	C	1240	20	1150	900	16	10	5	620	120	13	51	43	0	6	94	0.5	○	発明例
8	C	1240	20	1150	900	16	3	5	510	130	27	48	40	5	7	93	0.6	×	比較例
9	C	1240	20	1150	900	16	10	0.2	530	130	26	32	60	3	5	95	0.8	×	比較例
10	D	1240	10	1150	900	16	10	5	550	130	11	41	55	1	3	97	1.1	○	発明例
11	D	1240	10	1150	900	16	10	36	570	130	12	35	54	0	11	89	0.9	×	比較例
12	D	1240	10	1150	900	16	10	5	480	110	10	18	28	49	7	93	0.3	×	比較例
13	E	1240	5	1150	900	16	10	5	600	130	9	43	50	0	7	93	0.5	○	発明例
14	E	1240	5	1150	900	16	10	5	660	130	28	30	61	0	9	97	0.4	×	比較例
15	E	1240	5	1150	900	16	10	5	510	80	12	50	25	23	2	98	0.4	×	比較例
16	F	1240	5	1150	900	16	10	5	530	130	10	46	46	2	6	94	0.8	○	発明例
17	G	1240	25	1150	900	16	10	5	550	130	11	46	48	1	5	95	0.7	×	比較例
18	H	1240	10	1150	900	16	10	5	570	130	10	42	53	0	5	95	0.5	×	比較例
19	I	1240	5	1150	900	16	10	5	590	130	10	47	49	0	4	96	0.6	×	比較例
20	J	1240	10	1150	900	16	10	5	510	130	8	52	41	3	4	96	0.7	○	発明例
21	K	1240	15	1150	900	16	10	5	530	130	11	50	45	1	4	96	0.5	○	発明例
22	L	1240	20	1150	900	16	10	5	550	130	10	44	50	1	5	95	0.5	○	発明例

下線は本発明の範囲外である。

[0069] マグネタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織、ウスタイト、析出 Fe 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。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。また、スケールの平均厚さは、SEMにて任意の位置のスケール厚さを3か所測定し、平均することにより求めた。

[0070] ヘマタイトの質量分率は、X線回折装置を用い、CoK 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（Fe、FeO（ウスタイト）、Fe₂O₃（ヘマタイト）、Fe₃O₄（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）を用いて求めた。

$$\text{相Aの質量分率} = (I_A / R_A) \times 100 / ((I_{Fe} / R_{Fe}) + (I_{FeO} / R_{FeO}) + (I_{Fe_2O_3} / R_{Fe_2O_3}) + (I_{Fe_3O_4} / R_{Fe_3O_4})) \quad \cdots (2)$$

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。

[0071] スケールと地鉄の界面の算術平均粗さは、鋼板表面のスケールを酸洗により除去した後、レーザー顕微鏡を用いて地鉄表面の3次元形状を測定し、長さ100 μ mの基準長さで圧延方向に平行な粗さ曲線を5本抜き出す。そして、それらの区間の算術平均粗さを平均することにより求めた。

[0072] 本発明におけるスケールの密着性は、耐フレーク状剥離性を評価した。すなわち、レベラー加工後の熱延シートから長手方向が圧延方向と平行になるよう30mm×100mmの試験片を採取した後、JIS Z 2248に準拠した押し曲げ法により曲げ加工を行い、曲げ外側の鋼板表面にテープを貼り付けてスケールを剥離させた。曲げ加工における条件は、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。テープを剥離した部分の鋼板表面の画像をカメラで撮影し、得られた画像から地鉄露出部の面積率、すなわち地鉄が露出している部分の面積がテープを剥離した部分の面積に占める割合を測定した。地鉄露出部の面積率が 10%未満の場合、耐フレーク状剥離性に優れるとし、表 2 に○と記載した。一方、地鉄露出部の面積率が 10%以上の場合、耐フレーク状剥離性に劣るとし、表 2 に×と記載した。

[0073] 表 2 に示した本発明例は、スケールの耐フレーク状剥離性に優れているのに対し、比較例はスケールの耐フレーク状剥離性が劣っていた。

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および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、
鋼板表面にスケールを有し、
前記スケールの平均厚さが25 μ m以下であり、
前記スケールが、面積率で、
マグネタイト : 20%以上、
鉄とマグネタイトの共析変態組織 : 30%以上、
ウスタイト : 15%以下、
マグネタイト、ウスタイト、鉄とマグネタイトの共析変態組織の合計が90%以上(100%を含む)を含む組織を有し、
前記スケールと地鉄の界面の算術平均粗さが0.3 μ m以上である、
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または2に記載の成分組成を有する鋼素材に対して、

1150℃以上の加熱温度で加熱し、デスケリングした後、

熱間粗圧延および圧力：30MPa以下の水噴射での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：500～630℃で巻取り、

巻取温度－50℃以上巻取温度以下の温度範囲で100分以上保持する、

熱延鋼板の製造方法。

[請求項5]

請求項3に記載の成分組成を有する鋼素材に対して、

1150℃以上の加熱温度で加熱し、デスケリングした後、

熱間粗圧延および圧力：30MPa以下の水噴射での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：500～630℃で巻取り、

巻取温度－50℃以上巻取温度以下の温度範囲で100分以上保持する、
熱延鋼板の製造方法。