

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2014-109056
(P2014-109056A)

(43) 公開日 平成26年6月12日(2014.6.12)

(51) Int.Cl.	F 1	テーマコード (参考)
C22C 38/00 (2006.01)	C 22 C 38/00	301W 4K013
C22C 38/14 (2006.01)	C 22 C 38/00	301U 4K037
C22C 38/58 (2006.01)	C 22 C 38/14	
C21C 7/06 (2006.01)	C 22 C 38/58	
C21C 7/04 (2006.01)	C 21 C 7/06	

審査請求 未請求 請求項の数 11 O L (全 29 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2012-263626 (P2012-263626)	(71) 出願人	000006655 新日鐵住金株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22) 出願日	平成24年11月30日 (2012.11.30)	(74) 代理人	100099759 弁理士 青木 篤

(74) 代理人	100077517 弁理士 石田 敏
(74) 代理人	100087413 弁理士 古賀 哲次
(74) 代理人	100113918 弁理士 亀松 宏
(74) 代理人	100140121 弁理士 中村 朝幸
(74) 代理人	100111903 弁理士 永坂 友康

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板およびその鋼板用の溶鋼の溶製方法

(57) 【要約】

【課題】伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板を提供する。

【解決手段】C : 0.03 ~ 0.25 %、Si : 0.001 ~ 0.07 %、Mn : 0.5 ~ 3.0 %、S : 0.0001 ~ 0.008 %、T.O : 0.005 % 以下、酸可溶Al : 0.01 ~ 1.3 %、酸可溶Ti : 0.008 ~ 0.20 %、C a : 0.0005 ~ 0.0050 %、Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.01 % 含有し、(Ce + La + Nd + Pr) / T.O > 0.5、かつ、Ca / T.O > 0.6 を満たす鋼板であり、該鋼板中には、Ce、La、Nd、Pr、Al、Ti、Ca の 1 種または 2 種以上、かつ、O、S の 1 種または 2 種を含有する介在物相と、Ce、La、Nd、Pr、Ti、Mn の 1 種または 2 種以上、かつ、Ca、S を含有する介在物相と、Ti、Mn、S の 1 種または 2 種以上を含有する介在物相があり、3 つの介在物相のうち 1 種または 2 種以上の介在物相とからなる複合介在物を含み、該複合介在物は、円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの複合した 1 つの球状介在物を形成して、該球状介在物の個数割合が前記大きさの全介在物個数の 30 % 以上であるようにする。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、

C : 0.03 ~ 0.25 %、

Si : 0.001 ~ 0.07 %、

Mn : 0.5 ~ 3.0 %、

P : 0.05 % 以下、

T. O : 0.0050 % 以下、

S : 0.0001 ~ 0.008 %、

N : 0.0005 ~ 0.01 %、

酸可溶 Al : 0.01 ~ 1.3 %、

酸可溶 Ti : 0.008 ~ 0.20 %、

Ca : 0.0005 ~ 0.0050 %、

Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上の合計 : 0.001 ~ 0.01 %、

さらに、質量ベースで、(Ce + La + Nd + Pr) / T. O > 0.5、かつ、Ca / T. O > 0.6 で、

残部が鉄および不可避的不純物からなる化学成分の鋼板であり、

該鋼板中には、Ce、La、Nd、Pr、Al、Ti、Ca の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、O、S の 1 種または 2 種を含有する介在物相と、Ce、La、Nd、Pr、Ti、Mn の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、Ca、S を含有する介在物相と、Ti、Mn、S の 1 種または 2 種以上を含有する介在物相があり、3 つの介在物相のうち 1 種または 2 種以上の介在物相が、円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの複合した 1 つの球状複合介在物を形成しており、該球状複合介在物の個数割合が円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの全介在物個数の 30 % 以上であることを特徴とする伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 2】

前記球状複合介在物が円相当直径 1 μm 以上の介在物であり、かつ、長径 / 短径が 3 以下の介在物の個数割合が円相当直径 1 μm 以上の全介在物個数の 50 % 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 3】

前記球状複合介在物中に含有する、Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上の合計が平均組成で 0.5 ~ 9.5 質量 % であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 4】

前記鋼板の組織における結晶の平均粒径が 10 μm 以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 5】

さらに、質量 % で、

Nb : 0.001 ~ 0.10 %、

V : 0.01 ~ 0.10 %

のいずれか 1 種または 2 種含有していることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 6】

さらに、質量 % で、

Cu : 0.1 ~ 2 %、

Ni : 0.05 ~ 1 %、

Cr : 0.01 ~ 1 %、

Mo : 0.01 ~ 0.4 %、

B : 0.0003 ~ 0.005 %

のいずれか 1 種または 2 種以上含有していることを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれか 1

10

20

30

40

50

項に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 7】

さらに、質量%で、

Zr : 0.001 ~ 0.01%

を含有していることを特徴とする請求項1 ~ 6のいずれか1項に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項 8】

製鋼における精錬工程において、質量%で、Pが0.05%以下、Sが0.0001%以上に処理された溶鋼に、Cが0.03 ~ 0.25%、Siを無添加、Mnを1.0 ~ 3.0%、Nが0.0005 ~ 0.01%となる様に添加もしくは調整し、その後、Alを酸可溶Alで0.01%以上、Tiを酸可溶Tiで0.008%以上となる様に添加し、さらにその後、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加して、さらに、質量ベースで、(Ce + La + Nd + Pr) / Ti > 0.5、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計を0.001 ~ 0.01%とした後に、Caを添加して、さらに、質量ベースで、Ca / Ti > 0.6、Ca : 0.0005 ~ 0.0050%となる様に添加もしくは調整することを特徴とする請求項1 ~ 4のいずれか1項に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

【請求項 9】

前記精錬工程において、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加する前に、さらに、質量%で、Nbを0.001 ~ 0.10%、Vを0.01 ~ 0.10%のいずれか1種または2種となる様に添加することを特徴とする請求項8に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

【請求項 10】

前記精錬工程において、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加する前に、さらに、質量%で、Cuを0.1 ~ 2%、Niを0.05 ~ 1%、Crを0.01 ~ 1%、Moを0.01 ~ 0.4%、Bを0.0003 ~ 0.005%のいずれか1種または2種以上となる様に添加することを特徴とする請求項8または9に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

【請求項 11】

前記精錬工程において、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加する前に、さらに、質量%で、Zrを0.001 ~ 0.01%となる様に添加することを特徴とする請求項8 ~ 10のいずれか1項に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、輸送機器の足回り部品などに用いるのに好適な高強度鋼板およびその溶鋼の溶製方法に関し、特に、伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板およびその溶鋼の溶製方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の安全性向上と環境保全につながる燃費向上の観点から自動車用熱延鋼板の高強度軽量化に対する要求が高まっている。

自動車用部品の中でも特に足回り系と呼ばれるフレーム類やアーム類等の質量は、車体全体の質量に占める割合が高いため、こうした部位に用いられる素材を高強度化することによって薄肉化することにより、その軽量化を実現することが可能となる。

また、この足回り系に使用される材料は、プレス成形が多用され、プレス成型時の割れを防止する観点から高い曲げ加工性が要求され、高強度鋼板が広く用いられている。中でも、価格の優位性などから、熱延鋼板が主に用いられている。また、補強材や床下部材、

10

20

30

40

50

特に、シート用スライドレールなど小さな曲げ加工用部材には、高強度鋼板を用いることにより板厚を減少させて軽量化を図る目的から、冷延鋼板や亜鉛めっき鋼板が主に用いられている。

【0003】

このうち、高強度と、良加工性・良成形性を両立させうるものとしては、フェライト相とマルテンサイト相を複合させた低降伏比D P鋼板や、フェライト相と（残留）オーステナイト相を複合させたT R I P鋼板が知られている。

しかし、これらの鋼板は、高強度と加工性・延性には優れるものの、穴拡げ性、即ち、伸びフランジ性や曲げ加工性に優れているとは言えず、足回り部品などのような伸びフランジ成形性が要求される構造用部品においては、延性ではやや劣るものの、ベイナイト系の鋼板が使用されるのが一般的である。

10

【0004】

フェライト相とマルテンサイト相の複合組織鋼板（以降、「D P鋼板」と記載する場合がある）等の複合組織鋼板が、伸びフランジ性に劣る理由の一つとして、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相の複合体であるため、穴拡げ加工時に両相の境界部に応力集中し、変形に追随できず破断の起点になり易いからであると考えられている。

【0005】

また、これらの鋼片を加熱炉で加熱するときや圧延するときには、表面に酸化物スケールを形成する。この酸化物スケールを、熱間圧延や、加工前にデスケーリング（デスケ、酸化物スケール除去）する必要があるが、デスケーリング時に、スケールが十分に除去できずに鋼板の表面に残存した場合、熱間圧延や、加工でスケールを噛みこんだりして、製品に疵が発生したり、赤スケール等が発生する。

20

こうしたスケールを噛みこんだ疵や、赤スケール等は、製品鋼板の表面性状の劣化、めっき付着、めっき密着性の劣化を引き起こしたりして問題を起こしたり、問題を回避する目的で疵を除去する工程を増加するためにコストがかかったりしている。

【0006】

高強度と、良加工性・良成形性を両立させる鋼板の中でも、こうしたスケールを噛みこんだ疵や、赤スケール等により生成された、製品鋼板の表面性状の劣化、めっき付着、めっき密着性の劣化等に厳格な材料は、これらの原因の一つであるスケール成分Fe₂SiO₄を生成させないためSiを添加しない成分系としているが、それでも加熱炉の露点条件や、圧延条件によっては、疵等が発生することがある。

30

【0007】

また、これらのSiを添加しない成分系は、溶鋼の重要な脱酸元素であるSiがないため、比較的酸素ポテンシャルが高くなり、Al₂O₃系酸化物介在物が多いため、こうした介在物系の表面疵や内質欠陥も引き起こされたり、酸素ポテンシャルが高いことから溶鋼脱Sしにくい等の溶製上の課題も存在したりする。

さらには、高強度化に必要なSi元素を添加しないため、高強度化を図るためにMnを増量したり、その他の析出強化元素を増やしたりすることが必要であるが、Si添加の成分系の材料よりも加工性・成形性が劣る。

40

【0008】

まず、疵や表面性状の劣化、めっき付着性の劣化問題を克服するために、Si濃度が0.1%超の場合には適用困難であるが、Si濃度を0.1%以下に低下させた鋼をベースとして、加熱炉の雰囲気かつスラブ加熱温度を制御する方案が提案されている。例えば、特許文献1に、熱間圧延前のSi濃度が0.1%以下の普通鋼スラブを加熱炉で加熱する際に、空気比で1.0~1.2の雰囲気かつスラブ加熱温度が1050~1250の範囲内で加熱することを特徴とする方法が開示されている。

【0009】

また、熱間圧延後のスケールの密着性や、2次加工前のメカニカルデスケーリングにおけるスケールの剥離性といった観点からの技術として例えば、特許文献2には、熱間圧延後の鋼材を水蒸気やミスト水中を通過させることで表面を酸化処理するとともに、その酸

50

化処理の温度を制御することで、スケールと地鉄の界面にファイヤライトを形成させる技術が開示されている。

【0010】

特許文献3には、Siレスの成分系で、TiやNbを高濃度として炭化物、窒化物、炭窒化物を形成させることで、高強度で穴抜け性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を得る技術が開示されている。

そして、更に、特許文献4には、ほとんどAlを添加せず、溶存酸素を多量に残すことにより、溶鋼中にほとんど介在物を生成させず、表面性状に優れた鋼板を作り、CuやNbやBを添加して高強度で、加工性、成形性に優れた鋼板を得る技術が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特開2004-10954号公報

【特許文献2】特開2008-49391号公報

【特許文献3】特開2011-241429号公報

【特許文献4】特開2006-257542号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

ところで、上記特許文献1に開示されているような、加熱炉の雰囲気かつスラブ加熱温度の制御による線状のスケール疵およびめっきムラの欠陥を防ぐ方法は、確かに表面品質の高い良好な製品を得ることができるものの、顕著な伸びフランジ性、曲げ加工性の向上は確認できていない。また、上記特許文献2に開示されている様な、スケール剥離性の観点からの製造方法でも同様で、顕著な伸びフランジ性、曲げ加工性の向上は確認できていない。

【0013】

そして、特許文献3に開示されているような、Siレスの成分系で、TiやNbを高濃度として炭化物、窒化物、炭窒化物を形成させることで、高強度で穴抜け性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を得る技術は、粗大なセメントタイト、C濃度の高いマルテンサイト等硬質組織の生成を抑制し、優れた穴抜け性を示すものの、曲げ加工性の顕著な向上は確認できていない。また、粗大な炭化物の生成を抑制しただけでは厳しい穴抜け加工を行った場合に亀裂の発生を防止することができない。

また、多量のMnおよびSが所定量含有されていることから、本発明者らの実験的知見によれば、粗大なMnS系介在物が生成されていると考えられるため、後述の通り、粗大な炭化物の生成の量を削減するのみでは、厳しい穴抜け加工を行った場合、亀裂の発生を防止することができない。

【0014】

また、特許文献4に開示されている、ほとんどAlを添加せず、溶存酸素を多量に残すことにより、溶鋼中にほとんど介在物を生成させず、表面性状に優れた鋼板を作り、CuやNbやBを鋼板中に分散させた高強度鋼板は、優れた表面性状を示すものの、伸びフランジ性、曲げ加工性の顕著な向上は確認できていない。

そして、製鋼での溶製段階で、実質的にAlを用いず、比較的高いフリー酸素が存在する条件下での脱硫処理を用いることとなるため、極低硫まで脱硫することは困難であり、MnおよびSが所定量含有されていることから、粗大なMnS系介在物が生成されていると考えられるため、粗大な酸化物系介在物の生成の量を削減するのみでは、厳しい穴抜け加工を行った場合、亀裂の発生を防止することができない。

【0015】

本発明者らの研究によれば、特許文献1、2、3および4に記載の課題の原因は、鋼板中のMnSを主体とする延伸した硫化物系介在物の存在にあることが分かった。また、同時に可溶性Tiを高めていくと、粗大なTiSやMnSと一部化合して(Mn, Ti)S

10

20

30

40

50

となり、MnS 同様に延伸する (Mn, Ti)S の存在も悪影響を及ぼしていることが分かった。即ち、鋼板が繰返し変形を受けると、表層またはその近傍に存在する延伸した粗大な MnS 系介在物の周辺に内部欠陥が発生し、亀裂として伝播することによって、穴拡げ加工、曲げ加工時の割れ発生の起点となり易いため、伸びフランジ性、曲げ加工性が低下する要因となる。

【0016】

即ち、特許文献 1、2、3 および 4 に記載の MnS を主体とする硫化物系介在物の存在について詳述すると、Mn は、C や Si とともに材料の高強度化に有効に寄与する元素であるため、高強度鋼板では、強度確保のため、Mn の濃度を高く設定するのが一般的であり、さらに、通常の製鋼工程の処理では、S も 5 ~ 150 ppm 程度は含まれてしまうため、铸塊（铸片）中には MnS が存在するのが通常である。

10

【0017】

こうした MnS 系介在物は、铸塊が熱間圧延および冷間圧延されると、変形し易いため、延伸した粗大な MnS 系介在物となり、これが曲げ加工性と伸びフランジ性（穴拡げ加工性）を低下させる原因となる。

しかし、これまで、高強度と、良加工性・良成形性を両立させる鋼板の中でも、スケールを噛みこんだ疵や、赤スケール等により生成された、製品鋼板の表面性状の劣化、めっき付着、めっき密着性の劣化等に厳格な材料に応用し、スケール疵の抑制や、めっき付着性向上を積極的に改良しながら、MnS 系介在物の析出・変形制御の視点にたって伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板およびその鋼板用の溶鋼の溶製方法を提案した例は見られない。

20

【0018】

そこで、本発明は、上述した問題点に鑑みて案出されたものであり、その目的とするところは、製鋼段階で溶鋼の複合的な脱酸を行い、铸塊中に粗大な Al₂O₃ 系酸化物、MnS 系介在物を生成させず、微細な複合析出した酸化物またはオキシサルファイドである形態の介在物とし、さらに圧延時に変形を受けず、割れ発生の起点となり難い微細球状介在物として鋼板中に分散させ、さらに鋼片や鋼板表面の疵の発生、赤スケール等の発生を抑制しながら、伸びフランジ性、曲げ加工性を向上させた高強度鋼板およびその鋼板用の溶鋼の溶製方法を提供することにある。

30

【課題を解決するための手段】

【0019】

上述の問題点を解決するため、本発明者らは、Al、Ti、Ce、La、Nd、Pr、Ca の添加により、複合脱酸し、铸塊（铸片）中に微細な MnS の介在物を析出させ、さらに、圧延時に変形を受けず、割れ発生の起点となり難い微細球状介在物として鋼板中に分散させ、かつ、鋼片や鋼板表面の腐食に影響を及ぼす、界面の水素イオン濃度の上昇を抑制しつつ、疵の発生、赤スケール等の発生抑制に効果を得ることにより、伸びフランジ性、曲げ加工性を向上させる方法の解明を中心に、鋭意研究を進めた。

【0020】

その結果、Ce、La、Nd、Pr の添加による脱酸により生成した微細で硬質な Ce 酸化物、La 酸化物、Nd 酸化物、Pr 酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセジムオキサイドを形成し、なおかつ、さらに添加された Ca と複合することで、Ce、La、Nd、Pr、Al、Ti、Ca の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、O、S から 1 種または 2 種を含有する介在物相と、Ce、La、Nd、Pr、Ti、Mn の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、Ca、S を含有する介在物相と、Ti、Mn、S の 1 種または 2 種以上を含有する介在物相があり、3 つの介在物相のうち 1 種または 2 種以上の介在物相が、円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの複合した 1 つの球状介在物を形成すると、圧延時にも、析出した MnS 系介在物の変形が起こり難いので、鋼板中には、延伸した粗大な MnS 系介在物が著しく減少し、繰返し変形時や穴拡げ加工、曲げ加工時において、MnS 系介在物が、割れ発生の起点や、亀裂伝播の経路となり難くなり、これが、穴拡げ性等の向上につながることが判

40

50

明した。

【0021】

また、析出物を微細な酸化物、MnS系介在物とすることに加え、(Ce + La + Nd + Pr) / T.O > 0.5、かつ、Ca / T.O > 0.6とすることで、Siを添加しなくても、溶鋼中の酸素ポテンシャルを低下させることができ、この低い酸素ポテンシャル下で、比較的容易に極低Sまで脱硫を進行させることができ、さらに微細なMnS系介在物とことができ、残存する硫黄分を確実に微細で硬質な介在物に固定できることを見出した。さらには、この成分比を達成できれば、粗大なAl₂O₃系酸化物がなくなり、Al₂O₃系酸化物に起因する表面疵を抑制でき、鋼片や鋼板表面の腐食に影響を及ぼす、界面の水素イオン濃度の上昇を抑制しつつ、伸びフランジ性、曲げ加工性が向上することに併せて、飛躍的に、スケール疵の発生、赤スケール等の発生抑制に効果を得られることを見出し、本発明を完成した。

なお、TiNやTiCが微細で硬質なCe酸化物、La酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド上にMnS系介在物と共に複合析出してくる例も観察されたが、曲げ加工性や伸びフランジ性にはほとんど影響がないことが確認されたため、TiNやTiCはMnS系介在物の対象としない。

また、Tiを添加して鋼中の酸可溶Tiを高めることで、固溶TiもしくはTiの炭窒化物のピン止めの効果により結晶粒を微細化することもできることが分かった。従って、鋼中のMnS系介在物をできる限り延伸させず微細球状化でき、同時に結晶粒も微細化できるため、伸びフランジ性、曲げ加工性を両立させることができることが分かった。

【0022】

本発明に係る伸びフランジ性と曲げ加工性に優れた高強度鋼板及びその鋼板用の溶鋼の溶製方法の要旨は、以下の通りである。

【0023】

(1) 質量%で、
 C : 0.03 ~ 0.25%、
 Si : 0.001 ~ 0.07%、
 Mn : 0.5 ~ 3.0%、
 P : 0.05%以下、
 T.O : 0.0050%以下、
 S : 0.0001 ~ 0.008%、
 N : 0.0005 ~ 0.01%、
 酸可溶Al : 0.01 ~ 1.3%、
 酸可溶Ti : 0.008 ~ 0.20%、
 Ca : 0.0005 ~ 0.0050%、
 Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計 : 0.001 ~ 0.01%、
 さらに、質量ベースで、(Ce + La + Nd + Pr) / T.O > 0.5、かつ、Ca / T.O > 0.6で、
 残部が鉄および不可避的不純物からなる化学成分の鋼板であり、

該鋼板中には、Ce、La、Nd、Pr、Al、Ti、Caの1種または2種以上を含有し、かつ、O、Sの1種または2種を含有する介在物相と、Ce、La、Nd、Pr、Ti、Mnの1種または2種以上を含有し、かつ、Ca、Sを含有する介在物相と、Ti、Mn、Sの1種または2種以上を含有する介在物相があり、3つの介在物相のうち1種または2種以上の介在物相が、円相当径0.5 ~ 5 μmの大きさの複合した1つの球状複合介在物を形成しており、該球状複合介在物の個数割合が円相当径0.5 ~ 5 μmの大きさの全介在物個数の30%以上であることを特徴とする伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【0024】

(2) 前記球状複合介在物が円相当直径1 μm以上の介在物であり、かつ、長径 / 短径が3以下の介在物の個数割合が円相当直径1 μm以上の全介在物個数の50%以上であ

10

20

30

40

50

ることを特徴とする(1)に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【0025】

(3) 前記球状複合介在物中に含有する、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計が平均組成で0.5~9.5質量%であることを特徴とする(1)または(2)に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【0026】

(4) 前記鋼板の組織における結晶の平均粒径が10μm以下であることを特徴とする(1)~(3)のいずれかに記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【0027】

(5) さらに、質量%で、

Nb: 0.001~0.10%、

V: 0.01~0.10%、

のいずれか1種または2種含有していることを特徴とする(1)~(4)のいずれかに記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

10

【0028】

(6) さらに、質量%で、

Cu: 0.1~2%、

Ni: 0.05~1%、

Cr: 0.01~1%、

Mo: 0.01~0.4%、

B: 0.0003~0.005%

20

のいずれか1種または2種以上含有していることを特徴とする(1)~(5)のいずれかに記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【0029】

(7) さらに、質量%で、

Zr: 0.001~0.01%、

を含有していることを特徴とする(1)~(6)のいずれかに記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板。

【0030】

(8) 製鋼における精錬工程において、質量%で、Pが0.05%以下、Sが0.001%以上に処理された溶鋼に、Cが0.03~0.25%、Siを無添加、Mnを1.0~3.0%、Nが0.0005~0.01%となる様に添加もしくは調整し、その後、Alを酸可溶Alで0.01%以上、TiOが0.0050%以下となる様に添加し、その後、Tiを酸可溶Tiで0.008%以上となる様に添加し、さらにその後、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加して、さらに、質量ベースで、(Ce+La+Nd+Pr)/TiO > 0.5、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計を0.001~0.01%とした後に、Caを添加して、さらに、質量ベースで、Ca/TiO > 0.6、Ca: 0.0005~0.0050%となる様に添加もしくは調整することを特徴とする(1)~(4)のいずれかに記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

30

【0031】

(9) 前記精錬工程において、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加する前に、さらに、質量%で、Nbを0.001~0.10%、Vを0.01~0.10%のいずれか1種または2種となる様に添加することを特徴とする(8)に記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

40

【0032】

(10) 前記精錬工程において、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加する前に、さらに、質量%で、Cuを0.1~2%、Niを0.05~1%、Crを0.01~1%、Moを0.01~0.4%、Bを0.0003~0.005%のいずれか1種または2種以上となる様に添加することを特徴とする(8)または(9)に記載の伸

50

びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

【0033】

(11) 前記精錬工程において、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加する前に、さらに、質量%で、Zrを0.001~0.01%となる様に添加することを特徴とする(8)~(10)のいずれかに記載の伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板用の溶鋼の溶製方法。

【0034】

ちなみに、本発明における高強度鋼板とは、通常の熱延鋼板または冷延鋼板であって、そのままの裸での使用や、めっき、塗装などの表面処理が施されての使用を含むものである。

10

【発明の効果】

【0035】

上述した構成からなる本発明に係る伸びフランジ性と曲げ加工性に優れた高強度鋼板では、Al脱酸により溶鋼の成分調整の安定化を図られており、粗大なアルミナ介在物の生成が抑制され、鋳塊中に微細な複合析出した酸化物またはオキシサルファイドである形態の介在物として析出されていることで、圧延時に変形を受けず、割れ発生の起点となり難い微細球状介在物として鋼板中に分散させることができ、また、組織の結晶粒径を微細なものとすることができます、伸びフランジ性と曲げ加工性を向上させることが可能となる。

【0036】

また、本発明に係る伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板の溶鋼の溶製方法では、Al脱酸により溶鋼の成分調整の安定化を図りつつ、粗大なアルミナ介在物の生成を抑制でき、鋳塊中に微細な複合析出した酸化物またはオキシサルファイドである複合した介在物として析出させることで、圧延時に変形を受けず、割れ発生の起点となり難い微細球状介在物として鋼板中に分散させることができ、また、組織の結晶粒径を微細なものとすることができます、伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度熱延鋼板を得ることができる。

20

【発明を実施するための形態】

【0037】

以下、本発明を実施するための形態として、伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板について、詳細に説明をする。以下、組成における質量%は、単に%と記載する。

30

【0038】

先ず、本発明を完成するに至った実験について説明する。本発明者は、C:0.06%、Si無添加、Mn:1.4%、P:0.01%以下、S:0.005%、N:0.003%を含有し残部がFeである溶鋼に対して様々な元素を用いて脱酸を行い、鋼塊を製造した。得られた鋼塊を熱間圧延して3mm厚の熱延鋼板とした。これら製造した熱延鋼板を引張試験、穴抜き試験および曲げ試験に供すると共に、鋼板中の介在物個数密度、形態および平均組成を調査した。

【0039】

まず、溶鋼にAlを添加して脱酸して、製造した熱間圧延鋼板では、鋼塊中にAl₂O₃系介在物が存在し、その融点が2040と高く、圧延時に延伸されずに角張った形状のままで存在する。このため穴抜き加工時に鋼板の割れの起点となり、曲げ加工性と伸びフランジ性(穴抜き加工性)を低下させる原因となる。また、鋼塊中に介在物として粗大析出したMnS系介在物は融点が1610程度と低く、圧延時に容易に延伸され、延伸したMnS系介在物となり、穴抜き加工時に鋼板の割れの起点となる。

40

【0040】

また、Alで脱酸した後に、Caを添加して製造した熱間圧延鋼板では、Caが溶融して界面エネルギーにより大きくまとまり、鋳塊中にCaOAl₂O₃系介在物やCaS(Fe、Mn、Al₂O₃)系介在物として粗大析出する。これらの介在物は、融点が1390程度であるから、圧延時に容易に延伸され50~100μm程度の延伸した介在物として存在し、曲げ加工性と伸びフランジ性(穴抜き加工性)を低下させる原因となる。

50

【0041】

そこで本発明者らは、溶鋼をA1で脱酸して約2分程度攪拌した後、Tiを添加し、さらにその後にCe、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種を添加して脱酸して製造した鋼板について伸びフランジ性及び曲げ加工性を調査した。その結果、この様な鋼板では、伸びフランジ性と曲げ加工性を向上させることができることが確認できた。なお、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を、以下では(Ce、La、Nd、Pr)と記載する場合がある。

その理由は、(Ce、La、Nd、Pr)の添加による脱酸により生成した微細で硬質なCe酸化物、La酸化物、Nd酸化物、Pr酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセジムオキシサルファイド上にMnSやTiS等MnS系介在物が析出し、圧延時にもこの複合析出した酸化物またはオキシサルファイドである介在物の変形を抑制することが可能となることから、鋼板中には延伸した粗大なMnS系介在物を著しく減少させることができるためである。

10

【0042】

なお、Ce酸化物、La酸化物、Nd酸化物、Pr酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイドおよびプラセジムオキシサルファイドが微細化する理由は、これらと溶鋼との界面エネルギーが低いため生成後の凝集合体も抑制されるためである。

【0043】

本発明者らは、引き続き、A1脱酸を行いながら、Tiを添加し、Ce、La、Nd、Prの組成を変化させつつ脱酸を行い、その後Caを添加して鋼塊を製造した。得られた鋼塊を熱間圧延して3mm厚の熱延鋼板とした。これら製造した熱延鋼板を穴拡げ試験および曲げ試験に供すると共に、鋼板中の介在物個数密度、形態および平均組成を調査した。

20

【0044】

このような実験を通じて、Si無添加溶鋼において、A1で脱酸し、Tiを添加し、その後Ce、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種を添加して脱酸した後、Caを添加して複合脱酸した溶鋼において、質量ベースで、(Ce+La+Nd+Pr)/T.O > 0.5、かつ、Ca/T.O > 0.6が得られている場合、急激に溶鋼中の酸素ポテンシャルが低下する結果が得られた。

30

Si無添加溶鋼における以上の効果は、Si添加鋼すなわち、A1、Si、Ti、(Ce、La、Nd、Pr)、Caによる複合的な脱酸の効果にまでは至らないまでも、Si無添加溶鋼におけるこれまで種々の脱酸元素で脱酸を行ってきた系のうち、最も、酸素ポテンシャルが低下する効果が得られた。

【0045】

これらの複合脱酸の効果により、Al₂O₃活量を極めて低くできるため、Si添加鋼と同様に、伸びフランジ性、曲げ加工性に優れる鋼板が得られることが分かった。また、この成分比を達成できれば、粗大なAl₂O₃系酸化物がなくなり、Al₂O₃系酸化物に起因する表面疵を抑制でき、飛躍的に、スケール疵の発生、赤スケール等の発生抑制に効果がある結果を得られた。

40

【0046】

その理由は、以下の通りと考えられる。

溶鋼中にA1を添加することにより、Al₂O₃系介在物を生成し、一部のAl₂O₃系介在物は浮上除去され、残りのAl₂O₃系介在物は溶鋼中に残る。その後、Tiを添加し、さらに添加した(Ce、La、Nd、Pr)により、Al₂O₃系介在物は還元分解され、微細で球状のCe酸化物、La酸化物、Nd酸化物、Pr酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセジムオキシサルファイド等のREMオキシサルファイドを形成する。更に、Caを添加することにより、これらの酸化物および/またはオキシサルファイドに、(Ce、La、Nd、Pr)、MnCaサルファイド等を含有する介在物が複合析出した形態の微細で硬質

50

な円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの複合介在物を形成する。

【0047】

すなわち、介在物相としては、[1] Ce、La、Nd、Pr、Al、Ti、Ca の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、O、S の 1 種または 2 種を含有する介在物相と、[2] Ce、La、Nd、Pr、Ti、Mn の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、Ca、S を含有する介在物相と、[3] Ti、Mn、S の 1 種または 2 種以上を含有する介在物相の 3 つの介在物相があり、これらのうち 1 種または 2 種以上の介在物相が複合した複合介在物、例えば、次のような複合介在物を形成する。

【0048】

Al - O - Ce - La - Nd - Pr - O - S - Ca 介在物相 [例えば、 Al_2O_3 (Ce、La、Nd、Pr)₂O₂SCa] に、Ce - La - Nd - Pr - Mn - Ca 介在物相 [例えば、(Ce、La、Nd、Pr)₂O₂CaMnS] が複合して 1 つの介在物となった球状複合介在物、

Ca - Ti - S - Ce - La - Nd - Pr 介在物相 [例えば、CaTiS (Ce、La、Nd、Pr)] や、Ce - La - Nd - Pr - O - S - Ti - Ca 介在物相 [例えば、(Ce、La、Nd、Pr)₂O₂STiCa] の複合介在物、

Ce - La - Nd - Pr - O - S - Al - O 介在物相 [例えば、(Ce、La、Nd、Pr)₂O₂SAl₂O₃] に、Ti - Mn - Ca - S 介在物相 [例えば、CaTiMnS] が複合して 1 つの介在物となった球状複合介在物。

【0049】

これらの複合介在物は、(Ce、La、Nd、Pr) のオキシサルファイドが主体でほぼ球状化しているので、一度、添加した Ce、La、Nd、Pr 等のメタルが溶融し、反応してオキシサルファイドを形成するときに非常に微細な核を多数形成した状態を経て、それらの中からその後、相分離してできたか、Ca を更に添加した時に、一部の低融点の相が高融点の相を融着したと考えられる。

【0050】

これらの微細球状化した複合介在物は、融点が約 2000 と高く、熱間圧延で延伸せず、微細球状化したままの形態を熱延鋼板中で示す。したがって、このように複合析出した酸化物またはオキシサルファイドである形態の球状複合介在物 (REM オキシサルファイド複合介在物) を形成することにより、曲げ加工性と伸びフランジ性 (穴抜け加工性) を低下させる原因を防止できる。

なお、(Ce、La、Nd、Pr) の添加前に、Ca を添加しても、Ca は低融点金属であることと、Ca (O) - Al₂O₃ 系の低融点酸化物を形成することから、硬質で微細な球状複合化合物は得られない。

【0051】

従って、Si 無添加の成分系において、Al、Ti、(Ce、La、Nd、Pr)、Ca 添加の順番による複合脱酸において、質量ベースで、(Ce + La + Nd + Pr) / T . O > 0.5、かつ、Ca / T . O > 0.6 を得るよう適切に脱酸方法を行わせることにより、急激に溶鋼中の酸素ポテンシャルを低下させることができ、上記に述べた円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの複合した球状介在物を形成させることができ、また、該複合球状介在物の個数割合が円相当径 0.5 ~ 5 μm の大きさの全介在物個数の 30 % 以上とすることにより、圧延時にもこの複合析出した介在物の変形を抑制することができる。

【0052】

そのため、鋼板中には延伸した粗大な MnS 系介在物を著しく減少させることにより伸びフランジ性、曲げ加工性を向上できるという効果が得られることに加えて、Al₂O₃ 系酸化物をも、硬質複合介在物の一部に不均質核生成させることができることにより、Al₂O₃ の活量を急激に低下させることができ、粗大な Al₂O₃ 系酸化物がなくなることから、Al₂O₃ 系酸化物に起因する表面疵を抑制できる。

また、こうした低酸素ポテンシャル化した鋼片や鋼板表面の腐食に影響を及ぼす、界面

10

20

30

40

50

の水素イオン濃度の上昇をも抑制することができ、飛躍的に、スケール疵の発生防止、赤スケール等の発生防止に効果を得られることを見出した。

【0053】

これら実験的検討から得られた知見に基づいて、本発明者は、以下に説明するように、鋼板の化学成分条件の検討を行い、鋼板の成分設計を行なうことにより本発明を完成させるに至った。

以下、本発明において伸びフランジ性、曲げ加工性に優れた高強度鋼板の化学成分を限定した理由について説明をする。

【0054】

(C : 0.03 ~ 0.25 %)

10

Cは、鋼の焼き入れ性と強度を制御する最も基本的な元素であり、焼入れ硬化層の硬さおよび深さを高めて強度の向上に対して有効に寄与する。即ち、このCは、鋼板の強度を確保するために必須の元素であり、高強度鋼板を得るためには少なくとも0.03%が必要である。しかし、このCが過剰に含まれ0.25%を超えると、加工性ならびに溶接性が劣化する。必要な強度を達成し、加工性・溶接性を確保するために、本発明においては、Cの濃度を0.25%以下とする。好ましくは0.03~0.20%である。

【0055】

(Si : 0.001 ~ 0.07 %)

20

Siは含有量が0.07%を超えると、熱間圧延工程でのスケール形成が顕著で疵の発生に繋がり、赤スケール等の発生から表面性状の劣化を引き起こすとともに、めっき付着性や密着性が著しく劣化し、耐食性が劣化する。このため、Si濃度の上限を0.07%とする。一方、Siを添加しなくても、種々の合金鉄の含有成分として入ってくることや、スラグ中のSiO₂の還元からSiがピックアップしてくるため、Si含有量を0.001%未満にするような極低Si化は、製造コストの上昇を招くことになるため、それに応じて下限を0.001%とする。

【0056】

(Mn : 0.5 ~ 3.0 %)

30

Mnは、製鋼段階での脱酸に有用な元素であり、C、Siとともに鋼板の高強度化に有効な元素である。このような効果を得るためにには、このMnを0.5%以上は含有させる必要がある。しかしながら、Mnを、3.0%を超えて含有させるとMnの偏析や固溶強化の増大により延性が低下する。また、溶接性や母材韌性も劣化するのでこのMnの上限を3.0%とする。好ましくは1.0~2.6%である。

【0057】

(P : 0.05%以下)

40

Pは不可避的に含有される元素であり、Fe原子よりも小さな置換型固溶強化元素として作用する点において有効である。しかし、このP濃度が0.05%を超えると、オーステナイトの粒界に偏析し、粒界強度を低下させることにより、ねじり強度を低下させ、加工性の劣化を引き起こす原因にもなりえるため、上限を0.05%とする。また固溶強化の必要がなければPを添加する必要はなく、Pの下限値は0%を含むものとする。

【0058】

(T.O : 0.0050%以下)

40

T.Oは、不純物として酸化物を形成する。T.Oが高すぎる場合、主としてAl₂O₃系介在物が増大し、系の酸素ポテンシャルを極小にすることできなくなり、韌延性が極端に悪くなり、表面疵が増加するため曲げ加工性が却って悪くなる。このため、本発明においては、T.Oの上限を0.0050%とした。

【0059】

(S : 0.0001 ~ 0.008 %)

50

Sは、不純物として偏析し、SはMnと化合してMnS系の粗大な延伸介在物を形成して伸びフランジ性を劣化させるため、極力低濃度であることが望ましい。一方、0.008%程度の比較的高いS濃度においても、本発明のMnS系の粗大な延伸介在物を形態制

御により、二次精錬での脱硫負荷をかけず、脱硫コストをかけずに、コストに見合った以上の材質が得られる。従って、本発明におけるS濃度の範囲として、二次精錬での脱硫を前提とした極低S濃度から、比較的高S濃度までの0.0001%~0.008%までの範囲とした。

【0060】

また、本発明では微細で硬質なCe酸化物、La酸化物、Nd酸化物、Pr酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセオジムオキシサルファイドとCa酸化物等の複合介在物上に、MnS系介在物を析出固溶させ、MnS系介在物を形態制御することで、圧延時にも変形が起こり難く、介在物の延伸を防止しているため、Sの濃度の上限値は後述の通り、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計量との関係で規定される。更には、0.008%を超えるとセリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイドが成長し、5μmを超える大きさとなってきて、粗大化した場合には、韌延性が極端に悪くなり、表面疵が増加するため曲げ加工性が却って悪くなる。このため、本発明においては、Sの上限を0.008%とした。

10

【0061】

すなわち、本発明では上記の通り、MnSをCe酸化物、La酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセオジムオキシサルファイドやCa酸化物等の介在物で形態制御するため、Sの濃度0.008%以下の範囲で、比較的高くても、それに応じた量のCeもしくはLaの1種または2種を添加することで、材質に悪影響を及ぼすことを防止することができる。すなわち、Sの濃度がある程度高くても、これに応じたCe又はLa等の添加量を調整することにより、実質的な脱硫効果が得られ、極低硫鋼と同様の材質が得られる。換言すれば、このS濃度は、Ce、La、Nd、Prとの合計量との間で適切に調整することにより、その上限についての自由度を高くすることが可能となる。したがって、本発明では、極低硫鋼を得るための二次精錬での溶鋼脱硫を行う必要がなく、省略することも可能となり、製造プロセスの簡略化、またこれに伴う脱硫処理コストの低減を実現することが可能となる。

20

【0062】

(N:0.0005~0.01%)

30

Nは、溶鋼処理中に空気中の窒素が取り込まれることから、鋼中に不可避的に混入する元素である。Nは、Al等と窒化物を形成して母材組織の細粒化を促進する。しかしながら、このNは0.01%を超えて含有すると、Al等と粗大な析出物を生成し、伸びフランジ性を劣化させる。このため、本発明においては、Nの濃度の上限を0.01%とするが、好ましくは0.005%である。一方、Nの濃度を0.0005%未満とするにはコストが高くなるので、工業的に実現可能な観点から0.0005%を下限とする。

【0063】

(酸可溶Al:0.01~1.3%)

40

酸可溶Alは一般的には、その酸化物がクラスター化して粗大になり易く、粗大Al₂O₃が多数存在すると、韌延性が極端に悪くなり、表面疵が増加し、伸びフランジ性、曲げ加工性を劣化させるため極力抑制することが望ましい。しかしながら、本発明においては、Al脱酸を行いつつも、(Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上)およびCaの複合的、かつ逐次的な脱酸効果と、粗大Al₂O₃と関連するT.O濃度に応じた(Ce、La、Nd、Pr濃度)ならびに、Ca濃度とすることにより、上述の通り、Al₂O₃活量を低く抑え、低酸素ポテンシャルを達成しつつ、溶鋼中のAl₂O₃系介在物やクラスターを分断し、微細な介在物を形成し、材質劣化や、表面疵に繋がらない領域を新たに見出した。

【0064】

このため、本発明においては、従来のようにアルミナ系酸化物の粗大なクラスターを避けるために実質的にAlを添加しないという制限を設ける必要もなくなり、特にこの酸可溶Alの濃度に関して自由度を高くすることが可能となる。また、積極的に酸可溶Alを

50

0.01%以上とすることにより、Al、(Ce、La、Nd、Pr)、Caによる複合脱酸を用いることで、鋼中の酸素ポテンシャルを極めて低く抑える効果を享受できる。

【0065】

さらに、こうしたAl、(Ce、La、Nd、Pr)、Caによる複合脱酸効果により、鋼板表面の腐食に影響を及ぼす、界面の水素イオン濃度の上昇をも抑制することができ、飛躍的に、スケール疵の発生防止、赤スケール等の発生防止に効果を得られる。高Al濃度により、耐食性も向上する。その効果の上昇代と添加コストの面から1.3%以下とすることが好ましい。

【0066】

また、ここでいう酸可溶Al濃度とは、酸に溶解したAlの濃度を測定したもので、溶存Alは酸に溶解し、Al₂O₃は酸に溶解しないことを利用した分析方法である。ここで、酸とは、例えば塩酸1、硝酸1、水2の割合(質量比)で混合した混酸が例示できる。この様な酸を用いて、酸に可溶なAlと、酸に溶解しないAl₂O₃とに分別でき、酸可溶Al濃度が測定できる。

【0067】

(酸可溶Ti: 0.008~0.20%)

Tiは主要な脱酸元素の一つであるとともに、炭化物、窒化物、炭窒化物を形成し、熱間圧延前で充分な加熱を行うことにより、オーステナイトの核生成サイト数を増加させ、オーステナイトの粒成長を抑制するため微細化・高強度化に寄与し、熱間圧延時の動的再結晶に有効に作用し、伸びフランジ性を著しく向上させる機能を担う。これには、酸可溶Tiが0.008%以上となるように添加する必要があることを実験的に知見した。このため、本発明においては、酸可溶Tiの下限を0.008%とした。

ちなみに、熱間圧延前における充分な加熱温度は、铸造時に生成した炭化物、窒化物、炭窒化物を、一旦、固溶するために充分な温度であることが要求され、1200超は必要である。一方、1250を超えて高い温度とすることは、コストやスケール生成の観点から、好ましくない。従って、1250程度が好適である。

一方、0.2%を超えて含有すると、脱酸における効果が飽和するのみならず、熱延前で充分な加熱を行っても、粗大な炭化物、窒化物、炭窒化物を形成してしまい、かえって材質の劣化を招き、含有量に見合う効果が期待できない。このため、本発明においては、酸可溶Tiの濃度の上限を0.2%とする。

ちなみに、酸可溶Ti濃度とは、酸に溶解したTiの濃度を測定したもので、溶存Tiは酸に溶解し、Ti酸化物は酸に溶解しないことを利用した分析方法である。ここで、酸とは、例えば塩酸1、硝酸1、水2の割合(質量比)で混合した混酸が例示できる。この様な酸を用いて、酸に可溶なTiと、酸に溶解しないTi酸化物とに分別でき、酸可溶Ti濃度が測定できる。

【0068】

(Ca: 0.0005~0.0050%)

Caは、本発明においては重要な元素であり、複合脱酸に用いる元素の一つで、硫化物を球状化させる等、脱硫の形態を制御させると共に、MnS、TiMnS、CaS、または(Mn、Ti、Ca)Sの1種または2種以上を、複合析出した酸化物またはオキシカルファイドと析出固溶させて複合介在物を形成させる効果があり、鋼の伸びフランジ性と曲げ加工性を向上することができる。これらの効果を得るためにCaの添加量を0.0005%以上とすることが好ましい。しかし、Caを多量に含有させると、铸塊中にCaOAl₂O₃系介在物やCaS(Fe、Mn、Al₂O₃)系介在物として粗大析出し、これらの融点が低く1390程度であるから、圧延時に容易に延伸され50~100μm程度の延伸した介在物となり、かえって曲げ加工性と伸びフランジ性(穴抜き加工性)を低下させる。

【0069】

次に記載する(Ce、La、Nd、Pr)の添加後にCaを添加することで、微細な(Mn、Ca)Sとして不均質核生成させることができ、その効果の上限で0.0050%

10

20

30

40

50

以下の Ca 濃度とする。好ましくは 0.001 ~ 0.0040 % である。更に好ましくは 0.0012 ~ 0.0030 % である。

さらには、Ca / TiO > 0.6 が得られている場合、急激に溶鋼中の酸素ポテンシャルが低下する結果が得られており、複合脱酸の効果を最大限享受でき、Al₂O₃ 活量を極めて低くできるため、この成分比を達成できれば、粗大な Al₂O₃ 系酸化物がなくなり、Al₂O₃ 系酸化物に起因する表面疵を抑制でき、飛躍的に、スケール疵の発生、赤スケール等の発生抑制に効果がある。

【0070】

(Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上の合計 : 0.001 ~ 0.01 %)

Ce、La、Nd、Pr は Al 脱酸により生成した Al₂O₃ を還元し、かつ粗大化しようとする Al₂O₃ クラスターを分断し、MnS 系介在物の析出サイトとなり易く、且つ硬質、微細で圧延時に変形し難い Ce 酸化物（例えば、Ce₂O₃、CeO₂）、セリュウムオキシサルファイド（例えば、Ce₂O₂S）、La 酸化物（例えば、La₂O₃、LaO₂）、ランタンオキシサルファイド（例えば、La₂O₂S）、Nd 酸化物（例えば Nd₂O₃）、Pr 酸化物（例えば Pr₆O₁₁）、Ce 酸化物 - La 酸化物 - Nd 酸化物 - Pr 酸化物、或いはセリュウムオキシサルファイド - ランタンオキシサルファイドを主相（50 % 以上を目安とする。）とする介在物を形成する効果を有している。なお、Ce、La、Nd、Pr の内 Ce、La を用いることが好ましい。

【0071】

ここで、上記介在物中には、脱酸条件により MnO、或いは Al₂O₃ を一部含有する場合もあるが、主相が上記酸化物であれば MnS 系介在物の析出サイトとして十分機能し、且つ介在物の微細・硬質化の効果も損なわれることはない。

【0072】

Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上の合計濃度 [以下、(Ce + La + Nd + Pr) と記載する場合がある] が 0.001 % 未満では SiO₂、Al₂O₃ 介在物を還元できず、このような介在物を得るために Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上の合計濃度を 0.001 % 以上 0.01 % 以下にする必要があることを、実験的に知見した。

【0073】

具体的には、この組成範囲では、MnS に比し、Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上からなる酸化物またはオキシサルファイドが多くなってきて、これら Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上からなる酸化物またはオキシサルファイドに MnS が析出した形態の介在物が多くなってくる。すなわち、MnS が Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上からなる酸化物またはオキシサルファイドで改質されてくる。こうして、伸びフランジ性と曲げ加工性を向上させるために、Ce、La、Nd、Pr の 1 種または 2 種以上からなる酸化物またはオキシサルファイドに MnS を析出させ、MnS の延伸を防止することに繋がる。

【0074】

一方、(Ce + La + Nd + Pr) 濃度が、0.01 % 超ではセリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセジムオキシサルファイドの 1 種または 2 種以上が多量に生成し、粗大な介在物となり伸びフランジ性や曲げ加工性を劣化させる。このことから、(Ce + La + Nd + Pr) 濃度の上限を 0.01 % とする。

【0075】

Al、Ti、(Ce、La、Nd、Pr)、Ca 添加の順番による複合脱酸において、質量ベースで、(Ce + La + Nd + Pr) / TiO > 0.5 を得るよう適切に脱酸方法を行わせることにより、急激に溶鋼中の酸素ポテンシャルを低下させることができ、上記に述べた微細球状化した硬質の複合介在物 (REM オキシサルファイド複合介在物) を析出させることができ、圧延時にもこの複合析出した介在物の変形を抑制することができるため、鋼板中には延伸した粗大な MnS 系介在物を著しく減少させることにより伸びフ

10

20

30

40

50

ンジ性、曲げ加工性を向上できるという効果が得られる。

さらには、 Al_2O_3 系酸化物をも、硬質複合介在物の一部に不均質核生成させることができることにより、 Al_2O_3 の活量を急激に低下させることができ、粗大な Al_2O_3 系酸化物がなくなることから、 Al_2O_3 系酸化物に起因する表面疵を抑制でき、こうした低酸素ボテンシャル化した鋼片や鋼板表面の腐食に影響を及ぼす、界面の水素イオン濃度の上昇をも抑制することができ、飛躍的に、スケール疵の発生、赤スケール等の発生に効果がある。

【0076】

以上が、基本成分であるが、続いて、選択成分について説明する。

選択成分については、添加の有無は任意であり、1種だけ加えても良く、2種以上加えてよい。

10

【0077】

本発明では、さらに、Nb、Vのいずれか1種または2種を添加してもよい。これらの元素は、CもしくはNと炭化物、窒化物、炭窒化物を形成して母材組織の細粒化を促進し、韌性向上に寄与する。以下、化学成分を限定した理由について説明する。

(Nb: 0.001 ~ 0.10%)

上述した複合炭化物、複合窒化物等を得るためにこのNb濃度を0.001%以上とするのが好ましい。しかし、このNb濃度が0.10%を超えて多量に含有してもかかる母材組織の細粒化の効果が飽和し、製造コストが高くなる。このため、Nb濃度は0.10%を上限とする。

20

【0078】

(V: 0.01 ~ 0.10%)

上述した複合炭化物、複合窒化物等を得るためにこのV濃度を0.01%以上とするのが好ましい。しかし、このV濃度が0.10%を超えて多量に含有しても効果が飽和し、製造コストが高くなる。このため、V濃度は0.10%を上限とする。

【0079】

本発明では、さらに、Cu、Ni、Cr、Mo、Bの1種または2種以上を含有してもよい。これらの元素は、強度を向上し、鋼の焼き入れ性を向上する。以下、化学成分を限定した理由について説明する。

(Cu: 0.1 ~ 2%)

30

Cuは、フェライトの析出強化や強度向上に寄与し、さらに鋼板の強度を確保するために、必要に応じて含有することができ、この効果を得るためにには0.1%以上添加することが好ましい。しかし、このCuの多量の含有はかえって強度・延性のバランスを劣化させる。そのため、2%を上限とする。

【0080】

(Ni: 0.05 ~ 1%)

Niは、フェライトの固溶強化することができるため、さらに鋼板の強度を確保するために、必要に応じて含有することができ、この効果を得るためにには0.05%以上添加することが好ましい。しかし、このNiの多量の含有はかえって強度・延性のバランスを劣化させる。そのため、1%を上限とする。

40

【0081】

(Cr: 0.01 ~ 1%)

Crは、さらに鋼板の強度を確保するために、必要に応じて含有することができ、この効果を得るためにには0.01%以上添加することが好ましい。しかし、このCrの多量の含有はかえって強度・延性のバランスを劣化させる。そのため、1%を上限とする。

【0082】

(Mo: 0.01 ~ 0.4%)

Moは、さらに鋼板の強度を確保するために、必要に応じて含有することができ、これらの効果を得るためにには0.01%以上添加することが好ましい。しかし、このMoの多量の含有はかえって強度・延性のバランスを劣化させる。そのため、0.4%を上限とす

50

る。

【0083】

(B : 0.0003 ~ 0.005%)

Bは、さらに粒界を強化し、加工性を向上するために、必要に応じて含有することができ、これらの効果を得るためには0.0003%以上添加することが好ましい。しかし、このBを0.005%を超えて多量に含有させてもその効果は飽和し、かえって鋼の清浄性を損ない、延性を劣化させる。そのため、0.005%を上限とする。

【0084】

本発明では、さらに、Zrを含有してもよい。Zrは、硫化物の形態制御により、粒界を強化し、加工性を向上する。以下、化学成分を限定した理由について説明する。

10

(Zr : 0.001 ~ 0.01%)

Zrは、上述した硫化物を球状化して母材の韌性を改善する効果を得るためには0.001%以上添加することが好ましい。しかし、このZrの多量の含有はかえって鋼の清浄性を損ない、延性を劣化させる。そのため、0.01%を上限とする。

【0085】

次に、本発明の鋼板中における介在物の存在条件について説明する。ここでいう鋼板とは、熱間圧延、或いはさらに冷間圧延を経て得られた圧延後の板を意味している。また、本発明の鋼板中における介在物の存在条件を、種々の観点から規定している。

【0086】

伸びフランジ性と曲げ加工性に優れた鋼板を得るためには、割れ発生の起点や割れ伝播の経路となり易い延伸した粗大なMnS系介在物を鋼板中でできるだけ低減することが重要である。

20

本発明者は、上述の通り、Alで脱酸し、Tiを添加し、その後Ce、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種を添加して脱酸した後、Caを添加して複合脱酸した溶鋼において、質量ベースで、(Ce + La + Nd + Pr) / Ti. O > 0.5、かつ、Ca / Ti. O > 0.6が得られている場合、急激に溶鋼中の酸素ポテンシャルが低下する結果を得た。

【0087】

これらの複合脱酸の効果により、Al₂O₃活量を極めて低くできるため、介在物形態としては、若干Al₂O₃を含むものの大部分を占める生成した微細で硬質なCe酸化物、La酸化物、Nd酸化物、Pr酸化物、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイド、ネオジムオキシサルファイド、プラセオジムオキシサルファイドとCa酸化物もしくCaオキシサルファイドが固溶し、更にMnSが析出固溶し、異なった成分の介在物相を有する複合介在物を形成することを知見した。また、これら円相当直径2μm以下の微細な介在物個数密度が急増し、その微細な介在物が鋼中に分散することが分かった。

30

【0088】

さらに、この微細な複合介在物は圧延時にも変形が起こり難いため、鋼板中には延伸した粗大なMnS系介在物が著しく減少し、伸びフランジ性、曲げ加工性に優れることを知見した。また、この成分比を達成できれば、粗大なAl₂O₃系酸化物がなくなり、Al₂O₃系酸化物に起因する表面疵を抑制でき、飛躍的に、スケール疵の発生、赤スケール等の発生抑制に効果があることも知見した。

40

【0089】

この微細な介在物は、凝集しづらいため、その形状は殆どが球体あるいは紡錘状の球形体のものである。また、長径 / 短径(以降、「延伸割合」と記載する場合がある。)で表記すると3以下、好ましくは2以下である。本発明における球状介在物とは、完全な球体を意味するものではなく、少し歪んだ紡錘状の球形体も含まれる。これらの介在物を球状介在物と称している。

【0090】

実験的には、走査型電子顕微鏡(SEM)等による観察で同定が容易であり、円相当直

50

径 $5 \mu m$ 以下の介在物の個数密度に着目した。ちなみに、円相当直径の下限値は特に規定するものではないが、数字でカウントできる大きさとして、 $0.5 \mu m$ 程度以上の介在物を対象とすることが好適である。ここで、円相当直径とは、断面観察した介在物の長径と短径から、 $(\text{長径} \times \text{短径})^{0.5}$ として求めたものと定義する。

上述したこれらの複合介在物は、円相当径 $0.5 \sim 5 \mu m$ の大きさの複合した 1 つの球状介在物を多数形成して、割れ発生の起点や亀裂伝播の経路となり難くなり、かえって微細であるため応力集中の緩和に寄与し、伸びフランジ性、曲げ加工性の向上につながっているものと考えられる。

【0091】

一方、本発明者は、割れ発生の起点や割れ伝播の経路となり易い延伸した粗大な MnS 系介在物を鋼板中で低減できているかを調査した。 10

【0092】

本発明者は、円相当径 $1 \mu m$ 未満であれば、延伸した MnS でも割れ発生起点としては無害であり、伸びフランジ性や曲げ加工性を劣化させないことを実験を介して知見しており、また、円相当直径 $1 \mu m$ 以上の介在物は走査型電子顕微鏡 (SEM) 等による観察も容易であることから、鋼板における円相当直径が $1 \mu m$ 以上の介在物を対象として、その形態および組成を調査し、延伸した MnS 系介在物の分布状態を評価した。

なお、MnS の円相当直径の上限は特に規定するものではないが、現実的には $1 mm$ 程度の MnS が観察される場合がある。 20

【0093】

延伸介在物の個数割合は、SEM を用いてランダムに選んだ円相当直径 $1 \mu m$ 以上の複数個（例えば 50 個）の介在物を組成分析すると共に、介在物の長径と短径を SEM 像から測定する。ここで延伸介在物を、長径 / 短径（延伸割合）が 3 を超える介在物と定義して、検出した上記延伸介在物の個数を、調査した全介在物個数（上述の例でいうと 50 個）で除すことにより、上記延伸介在物の個数割合を求めることができる。 30

【0094】

この延伸割合を 3 以下とした理由は、Ce、La、Nd、Pr を添加しない比較鋼板中の延伸割合 3 を超える介在物は、殆ど MnS や Ce、La、Nd、Pr を添加した場合の Ce、La、Nd、Pr から成る酸化物およびオキシサルファイドを核にして MnS がその周囲に析出した場合の介在物、および低融点の CaO - Al₂O₃ 系介在物および粗大な延伸する CaS であったためである。尚、MnS の延伸割合の上限は特に規定するものではないが、現実的には延伸割合 50 程度の MnS が観察される場合もある。 40

【0095】

その結果、円相当直径 $1 \mu m$ 以上の全介在物において、延伸割合 3 以下の介在物の個数割合が 50 % 以上となるように形態制御された鋼板では、伸びフランジ性と曲げ加工性が向上することが判明した。

即ち、延伸割合 3 以下の介在物の個数割合が 50 % 未満になると、割れ発生の起点となり易い MnS や Ce、La を添加した場合の Ce、La から成る酸化物およびオキシサルファイドを核にして MnS がその周囲に析出した場合の介在物、および低融点の CaO - Al₂O₃ 系介在物および粗大な延伸する CaS の個数割合が多くなり過ぎ、伸びフランジ性と曲げ加工性が低下する。 50

そこで、本発明においては、延伸割合 3 以下の介在物の個数割合が 50 % 以上とするのが望ましい。

【0096】

また、伸びフランジ性や曲げ加工性は延伸した MnS 系介在物等が少ないほど良好であるため、その延伸割合 3 を超える延伸介在物の個数割合の下限値は 0 % を含む。ここで、円相当直径 $1 \mu m$ 以上の介在物で、かつ、延伸割合 3 を超える延伸介在物の個数割合の下限値が 0 % の意味するところは、円相当直径が $1 \mu m$ 以上の介在物であるが延伸割合 3 を超えるものが存在しない場合、又は延伸割合 3 を超える延伸介在物であっても、円相当直径がすべて $1 \mu m$ 未満という場合である。 50

【0097】

また、延伸介在物の最大円相当直径も、組織の結晶の平均粒径に比し小さいことが確認され、これにより、伸びフランジ性と曲げ加工性が飛躍的に向上できた要因と考えられる。

【0098】

また、前記円相当径0.5~5μmの大きさの複合した1つの球状介在物は、融点が高く硬質な介在物であるため、圧延時にも変形が起こり難く、鋼板中でも延伸していない形状、すなわち、球体または紡錘状の介在物（本発明では球状と総称する）となっている。

ここで、延伸していないと判断される球状介在物とは、特に規定するものではないが、鋼板中の延伸割合3以下の介在物、好ましくは2以下の介在物である。また、延伸していないと判断される球状介在物は、完全に球状であれば、延伸割合が1になるため、延伸割合の下限は1である。

10

【0099】

この介在物の個数割合の調査を延伸介在物の個数割合調査と同様の方法で実施した。その結果、Ce、La、Nd、Pr成分を含む複合介在物は、円相当径0.5~5μmの大きさの複合した1つの球状介在物を形成し、その個数割合が円相当径0.5~5μmの大きさの全介在物個数の30%以上に析出制御された鋼板では、伸びフランジ性、曲げ加工性が向上することが判明した。

そして、その個数割合が30%未満になると、これに対応して、MnSの延伸介在物の個数割合が多くなり過ぎ、伸びフランジ性と曲げ加工性が低下するので好ましくない。

20

【0100】

このため、円相当径0.5~5μmの大きさの複合した1つの球状介在物の個数割合は30%以上とする。ここで、個数割合は、SEMを用いてランダムに選んだ50個の延伸介在物の長径と短径をSEM像から測定する。そして、長径/短径（延伸割合）3以下の延伸介在物の個数を、調査した全介在物個数（50個）で除すことにより、上記延伸介在物の個数割合を求めることができる。

【0101】

また、伸びフランジ性や曲げ加工性は、円相当径0.5~5μmの大きさの複合した1つの球状介在物を多数析出させた方が良好であるため、その個数割合の上限値は100%を含む。

30

【0102】

なお、円相当径0.5~5μmの大きさの複合した1つの球状介在物は、圧延時にも変形が起こり難いため、この範囲であればその円相当直径は特に規定するものではなく、1μm以上でも良い。但し、あまり大きすぎると割れ発生起点となることが懸念されるため、上限は5μm程度が好ましい。

一方、この複合介在物は、圧延時にも変形が起こり難い上に、円相当直径が0.5μm未満の場合は、割れ発生起点とならないことから、円相当直径の下限は特に規定するものではない。

【0103】

次に、上記で述べた本発明の鋼板中における複合介在物の存在条件として、介在物の単位体積当たりの個数密度で規定することとした。

40

【0104】

介在物の粒径分布は、スピード法による電解面のSEM評価で実施した。スピード法による電解面のSEM評価とは、試料片の表面を研磨後、スピード法による電解を行い、試料面を直接SEM観察することにより介在物の大きさや個数密度を評価するものである。

なお、スピード法とは、10%アセチルアセトン-1%テトラメチルアンモニウムクロライド-メタノールを用いて試料表面を電解し、介在物を抽出する方法であるが、電解量としては試料表面の面積1cm²当たり電解量が1Cになるまで電解した。このようにして電解した表面のSEM像を画像処理して、円相当直径に対する頻度（個数）分布を求めた。この粒径の頻度分布から平均円相当直径を算出した。

50

【0105】

一方で、上記で述べた本発明の鋼板中における複合介在物から成り、円相当径0.5~5μmの大きさの複合した1つの球体または紡錘状の介在物の存在条件として、介在物中のCe、La、Nd、Prの平均組成の含有量で規定した。

【0106】

紡錘状の介在物とは、特に規定するものではないが、鋼板中の延伸割合3以下の介在物、好ましくは2以下の介在物とする。ここで、球体であれば、延伸割合が1であるため、延伸割合の下限は1である。

【0107】

こうした延伸していない複合介在物、すなわち、円相当直径1μm以上、かつ、延伸割合3以下の介在物を対象に組成分析を実施した。

その結果、複合介在物中に、平均組成でCe、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計を0.5~9.5%含有させると、伸びフランジ性と曲げ加工性が向上することが判明した。

【0108】

上記の円相当直径1μm以上、かつ、延伸割合3以下の介在物中におけるCe、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計の平均含有率が0.5質量%未満になると、上記の形態の介在物の個数割合が大きく減少するため、これに対応して、割れ発生の起点となり易いMnS系延伸介在物の個数割合が多くなり過ぎ、伸びフランジ性と曲げ加工性が低下するので好ましくない。

【0109】

一方、円相当直径1μm以上、かつ、延伸割合3以下の介在物中におけるCe、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計の平均含有率が9.5%超になると、セリュウムオキシサルファイド、ランタンオキシサルファイドが多量に生成し、円相当直径が50μm程度以上の粗大な介在物となるため、伸びフランジ性や曲げ加工性を劣化させるので好ましくない。

【0110】

次に、鋼板の組織について説明する。

本発明では、鋳塊中に微細なMnS系介在物を析出させ、さらに圧延時に変形を受けず、割れ発生の起点となり難い微細球状介在物として鋼板中に分散させることにより、伸びフランジ性と曲げ加工性を向上させるものであり、鋼板における特定のミクロ組織に基づくものではない。

【0111】

そのため鋼板のミクロ組織は特に限定するものではなく、ベイニティック・フェライトを主相とする組織にした鋼板、フェライト相を主相とし、マルテンサイト相、ベイナイト相を第2相とする複合組織鋼板、そしてフェライト、残留オーステナイトおよび低温変態相（マルテンサイトもしくはベイナイト）からなる複合組織鋼板の、いずれの組織でも良い。

【0112】

これらの組織は、いずれの組織であっても結晶粒径を10μm以下に微細化することができ、穴抜け性、曲げ加工性を向上させることができると好ましい。平均粒径が10μmを超えると、延性・穴抜け性、曲げ加工性の向上が小さくなりやすい。穴抜け性、曲げ加工性の向上のためには、より好ましくは8μm以下である。ただし一般的には、足回り部品などのように優れた伸びフランジ性を得る必要がある場合には、延性ではやや劣るものの望ましくは、フェライトもしくはベイナイト相が面積比で最大の相であることが好ましい。

【0113】

次に、以上で説明した鋼板を製造するための条件を説明する。

原料となる溶銑を転炉で吹鍊して脱炭し、或いは更に真空脱ガス装置を用いて脱炭した溶鋼中に、C、Mn等の合金を添加し攪拌して、脱酸と成分調整を行い、所定の組成の溶

10

20

30

40

50

鋼とする。具体的には、製鋼における精錬工程において、Pが0.05%以下、Sが0.0001%以上に処理された溶鋼に、Cが0.03~0.25%、Mnを1.0~3.0%、Nが0.0005~0.01%となる様にこれらの元素を添加もしくは調整する。なお、Siは無添加とする。

【0114】

Sについては、前述の通り、精錬工程で脱硫を行わなくても良いため、脱硫工程を省略できる。但し、S 20 ppm程度の極低硫鋼を溶製するために二次精錬で溶鋼脱硫が必要な場合は、脱硫を行って、成分調整を実施することでも良い。また、上記の真空脱ガス装置における処理において、Alを酸可溶Alで0.01%以上、Tiが0.0050%以下となる様に添加してAl脱酸を行い、Al₂O₃を浮上分離するために、約3分程度の浮上時間を確保することが好ましい。

10

【0115】

その後、Tiを酸可溶Tiで0.008%以上となる様に添加し、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上を添加して、質量ベースで、Ce、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計：0.001~0.01%、(Ce+La+Nd+Pr)/Ti>0.5となるように成分調整を行う。

【0116】

ちなみに、Nb、V、Cu、Niなどの選択元素を添加する場合は、Ce、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種を添加する前までに行い、十分攪拌し、必要に応じて選択元素の成分調整が行われた後に、Ce、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種の添加を行う。その後、十分攪拌し、Ca添加を行う。質量ベースで、Ca/Ti>0.6となるように成分調整を行い、溶鋼を連続鋳造して鋳塊を製造する。

20

【0117】

本発明では、連続鋳造以降は、常法に従った工程を経ることにより本発明の鋼板とすることができるが、常法の中で、本発明の鋼板を得るために必要な条件や好ましい条件について説明する。

連続鋳造については、通常の250mm厚み程度のスラブ連続鋳造に適用されるだけでなく、ブルームやビレット、さらにはスラブ連続鋳造機の鋳型厚みが通常より薄い、例えば150mm以下の薄スラブ連続鋳造に対して十分に適用可能である。

30

【0118】

本発明の鋼板として、高強度熱延鋼板を製造するための熱延条件について述べる。熱延前のスラブの加熱温度は、鋼中の炭窒化物などを、一旦、固溶させるために、1200超とすることが重要である。

これら炭窒化物を固溶させておくことにより、圧延後の冷却過程で延性の向上にとって好ましいフェライト相が得られる。一方、熱延前のスラブの加熱温度が1250を超えるとスラブ表面の酸化が著しくなり、歩留低下をもたらすので、上限を1250とすることが好ましい。

【0119】

上記の温度範囲に加熱された後に、通常の熱間圧延を行うが、その工程の中で仕上げ圧延完了温度は鋼板の組織制御を行う場合に重要である。仕上げ圧延完了温度が、Ar3点+30未満では表層部の結晶粒径が粗大になり易く、曲げ加工性上好ましくない。一方、Ar3点+200超では圧延終了後のオーステナイト粒径が粗大になり、冷却中に生成する相の構成および分率が制御しづらくなるので、上限をAr3点+200とすることが好ましい。

40

【0120】

また、仕上げ圧延後の鋼板の平均の冷却速度を10~100/秒とし、450~650の範囲で巻き取り温度とする場合、仕上げ圧延後680まで約5/秒で空冷保持し、その後30/秒以上の冷却速度で冷却し、400以下で巻き取り温度とする場合とで、目的とする組織構成に応じて選択する。圧延後の冷却速度と巻き取り温度をコントロールすることによって、前者の圧延条件では、ポリゴナル・フェライト、ベニティッ

50

ク・フェライト、およびベイナイト相から一つまたは二つ以上の組織とその分率を持った鋼板を、後者の圧延条件では、延性に優れる多量のポリゴナル・フェライト相とマルテンサイト相の複合組織をもつD P鋼板を得ることができる。

【0121】

上記の平均の冷却速度が10 /秒未満では伸びフランジ性に好ましくないパーライトが生成しやすくなり好ましくない。一方、組織制御の上では冷却速度に上限を設ける必要はないが、余りに速い冷却速度は鋼板の冷却を不均一にするおそれがあり、またこうした冷却を可能にするような設備の製造には多額の費用が必要となり、そのことで鋼板の価格上昇を招くと考えられる。このような観点から、冷却速度の上限は100 /秒とするのが好ましい。

10

【0122】

本発明の鋼板として高強度冷延鋼板とする場合は、上記のように製造された連続鋳造後のスラブを加熱し、熱延、巻き取り後、酸洗、スキンパス等の工程を経た鋼板を、冷間圧延し、バッチ焼鈍、連続焼鈍などの焼鈍工程で焼鈍して、最終的な冷延鋼板とする。

【0123】

以上説明した本発明による高強度鋼板は、電気めっき用、あるいは溶融亜鉛めっき用鋼板として適用してもよいことは言うまでもない。電気めっき、あるいは溶融亜鉛めっきを施しても本発明高強度鋼板の機械特性には何ら変化が無い。

【実施例】

【0124】

以下、本発明の実施例を比較例とともに説明する。表1に示す化学成分の溶鋼を、転炉、RH工程を経由して、溶製した。その際、二次精錬における溶鋼脱硫工程を通さない時にはSは0.002~0.008質量%とした。また、溶鋼脱硫を行なう際には、S 20 ppmとした。合金等を添加して、表1に示すように成分調整をした後に、3分~5分程度してから、Alを添加してAl脱酸を行い、Al₂O₃を浮上分離するために、3分~6分程度の浮上時間を確保した。

20

【0125】

その後、Tiを添加し、実験のチャージによってはCe、La、Nd、Prを0.001~0.01%となるように成分調整を行なった。

選択元素を添加する実験のチャージによっては、Ce、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種を添加する前までに行い、十分攪拌し、必要に応じて選択元素の成分調整が行われた後に、Ce、La、Nd、Prの1種、2種、3種または4種の添加を行なった。その後、十分攪拌し、Ca添加を行なった。

30

【0126】

このようにして溶製された溶鋼を連続鋳造して鋳塊を製造した。連続鋳造は、通常の250mm厚み程度のスラブ連続鋳造機を用いた。連続鋳造した鋳塊は、表2に示す条件で熱間圧延した。即ち、鋳塊を1250で加熱し、その後、粗圧延を経て、仕上げ圧延を行なった。仕上げ圧延の完了温度は、Ar3点+30以上、Ar3点+200以下の範囲とした。ここで、Ar3点の算出は通常の成分から導かれる式を用いた。

【0127】

仕上げ圧延後の鋼板の平均の冷却速度は30~75 /秒の範囲内とした。また、実験のチャージによっては、450の巻き取り温度とし、その場合には、仕上げ圧延後680まで約5 /秒で空冷保持し、その後30 /秒以上の冷却速度で冷却した。この冷却で、ポリゴナル・フェライト、ベニティック・フェライト、およびベイナイト相から一つまたは二つ以上の組織を有する鋼板を得ることが出来た。一方、実験のチャージによっては、400で巻き取り、ポリゴナル・フェライト相とマルテンサイト相の複合組織をもつD P鋼板を得ることが出来た。

40

【0128】

高強度冷延鋼板を得る場合、熱延、巻き取り後、酸洗、スキンパス等の工程を経て得た熱延鋼板を、冷間圧延し、連続焼鈍を行い冷延鋼板とした。さらに、めっき用鋼板を得る

50

場合、電気めっきや溶融亜鉛めっきラインでめっき用鋼板とした。

【0129】

スラブの化学成分を表1-1、表1-2に示す。また、熱間圧延の条件を表2に示す。これにより、厚さ3.2mmの熱延板を得た。

【0130】

この表1-1、2においては、鋼番号（以下、鋼番という。）1、3、5、7、9、11、13、15、17、19、21、23、25、27、29、31、33、35、37、39については、本発明に係る高強度鋼板の範囲内の組成で構成し、鋼番2、4、6、8、10、12、14、16、18、20、22、24、26、28、30、32、34、36、38、40については、本発明に係る高強度鋼板の範囲から逸脱させたスラブとして構成したものである。
10

【0131】

ちなみに、この表1において、鋼番1と鋼番2、鋼板3と鋼番4、鋼番5と鋼番6、鋼番7と鋼番8、鋼番9と鋼番10、鋼番11と鋼番12、鋼番13と鋼番14、鋼番15と鋼番16、鋼番17と鋼番18、鋼番19と鋼番20、鋼番21と鋼番22、鋼番23と鋼番24、鋼番25と鋼番26、鋼番27と鋼番28、鋼番29と鋼番30、鋼番31と鋼番32、鋼番33と鋼番34、鋼番35と鋼番36、鋼番37と鋼番38、鋼番39と鋼番40との間でそれぞれ比較をすることができるように、互いにほぼ同一組成で構成した上で、Ce+La等を互いに異ならせている。

【0132】

また、この表2においては、条件Aとして、加熱温度を1250、仕上圧延完了温度を845、仕上げ圧延後の冷却速度を75/秒、巻き取り温度を450としている。条件Bとして、加熱温度を1250、仕上圧延完了温度を860、仕上げ圧延後680まで約5/秒で空冷保持し、その後30/秒以上の冷却速度、巻き取り温度を400としている。条件Cとして、加熱温度を1250、仕上圧延完了温度を825、仕上げ圧延後の冷却速度を45/秒、巻き取り温度を450としている。条件Dとして、加熱温度を1250、仕上圧延完了温度を825、仕上げ圧延後の冷却速度を30/秒、巻き取り温度を400としている。
20

【0133】

鋼番1と鋼番2に対しては、条件Bを、また、鋼番3と鋼番4に対しては、条件Bを、鋼番5と鋼番6に対しては、条件Aを、更に鋼番7と鋼番8に対しては、条件Aを、鋼番9と鋼番10に対しては、条件Aを、また、鋼番11と鋼番12に対しては、条件Cを、鋼番13と鋼番14に対しては、条件Bを、鋼番35と鋼番36に対しては、条件Dを適用するようにすることで、同一製造条件下で化学組成の影響を比較できるようにしている。
30

【0134】

このようにして得られた鋼板の基本特性の強度(MPa)、延性(%)、伸びフランジ性(%)、および、曲げ加工性として限界曲げ半径(mm)を調査した。また、鋼板中の延伸介在物の存在状態として、光学顕微鏡による観察もしくはSEMによる観察で、すべて1μm程度以上の介在物を対象として、2μm以下の介在物の面積個数密度、延伸割合3以下の介在物については個数割合、平均円相当直径（ここで、平均は相加平均であり、以下同様である）を調べた。
40

【0135】

さらに、鋼板中の延伸していない介在物の存在状態として、すべて1μm程度以上の介在物を対象として、Ce、La、Nd、Pr、Al、Ti、Caの1種または2種以上を含有し、かつ、O、Sから1種または2種を含有する介在物相と、Ce、La、Nd、Pr、Ti、Mnの1種または2種以上を含有し、かつ、Ca、Sを含有する介在物相と、Ti、Mn、Sの1種または2種以上を含有する介在物相があり、3つの介在物相のうち1種または2種以上の介在物相からなる複合介在物の個数割合と、延伸割合3以下の介在物中におけるCe、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計の含有量の平均値を調
50

べた。

【0136】

なお、 $1 \mu\text{m}$ 程度以上の介在物を対象としたのは、観察が容易であることに加えて、 $1 \mu\text{m}$ 程度未満の介在物は伸びフランジ性や曲げ加工性の劣化に影響しないためである。

【0137】

その結果を鋼と圧延条件の組み合わせ毎に表3に示す。強度と延性は、鋼板から圧延方向と平行に採取したJIS5号試験片の引張試験で求めた。伸びフランジ性は、 $150\text{mm} \times 150\text{mm}$ の鋼板の中央に開けた直径 10mm の打抜き穴を、 60° の円錐パンチで押し抜け、板厚貫通亀裂が生じた時点での穴径 $D(\text{mm})$ を測定し、穴抜け値 $= (D - 10) / 10$ で求めたで評価した。

10

【0138】

曲げ加工性を表す指標として用いた限界曲げ半径(mm)は、曲げ試験片を採取し、ダイとパンチを備えた型を用いたV曲げ試験で求めた。ダイとして、断面V字形の凹み部、開き角度 60° のものを用いた。パンチとして、ダイの凹み部に適合する凸部を有するものを用いた。パンチの先端部の尖り部の曲げ半径を、 0.5mm 単位で変化させたパンチを用意して、曲げ試験を行い、被試験片の曲げ部に割れが発生する限界小のパンチ先端部の尖りの曲率半径を求め、これを限界曲げ半径として評価した。

【0139】

なお、試験片は同規格に規定の1号試験片であり、平行部が 25mm 、曲率半径 R が 100mm 、原板(熱延板)の両面を等しく研削した厚さ 3.0mm のものを用いた。

20

【0140】

さらに、介在物はSEM観察を行い、ランダムに選んだ円相当直径 $1 \mu\text{m}$ 以上の介在物50個について長径と短径を測定した。さらに、SEMの定量分析機能を用いて、ランダムに選んだ円相当直径 $1 \mu\text{m}$ 以上の介在物50個について組成分析を実施した。それらの結果を用いて、延伸割合3以下の介在物の個数割合、延伸割合3以下の介在物の平均円相当直径、複合介在物の個数割合、さらに延伸割合3以下の介在物中におけるCe、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計の平均値を求めた。

【0141】

表3から明らかなように、本発明の方法を適用した鋼番1、3、5、7、9、11、13等の奇数鋼番では、本発明で規定する複合介在物を生成することで、延伸したMnS系介在物を鋼板中で低減することができた。即ち、鋼板中に存在する円相当直径 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$ の大きさの微細球状複合介在物が存在した。そして、これら円相当径 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$ の大きさの複合した1つの球状介在物の個数割合が円相当径 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$ の大きさの全介在物個数の30%以上、鋼板中に存在する円相当直径 $1 \mu\text{m}$ 以上の介在物で、かつ、長径/短径が3以下の延伸介在物の個数割合が円相当直径 $1 \mu\text{m}$ 以上の全介在物個数の50%以上、介在物中のCe、La、Nd、Prの1種または2種以上の合計の平均含有率を0.5%~9.5%とすることができた。なお、いずれの鋼板の組織においても、平均結晶粒径は、いずれも $1 \sim 8 \mu\text{m}$ であり、本発明と比較例とはほぼ同一の平均結晶粒径であった。

30

【0142】

その結果、比較鋼と比べて、本発明鋼としての鋼番1、3、5、7、9、11、13等の奇数鋼番では、伸びフランジ性と曲げ加工性に優れた鋼板を得ることができた。しかし、比較鋼(鋼番2、4、6、8、10、12、14等の偶数鋼番)では、平均結晶粒径は、いずれも $10 \mu\text{m}$ 超で、Ce、La、Nd、Prをほとんど含まない長径/短径が3以上の延伸介在物、すなわち延伸したMnS系介在物であり、介在物の分布状態が本発明で規定する分布状態と異なるため、鋼板加工時に延伸したMnS系介在物が割れ発生の起点となり、伸びフランジ性と曲げ加工性が低下していた。

40

【0143】

【表1-1】

表1-1 下線は、本発明で規定した条件外を示す（質量%）

	鋼番	C	Si	Mn	P	S	T. O	N	A ₁	酸可溶 T ₁	C _r	Nb	V	C _u	Ni	Mo	Zr	B
本発明1	1	0.03	0.001	1.4	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.300	0.060	0.008							
比較例1	2	0.03	0.001	1.4	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.300	0.060	0.008							
本発明2	3	0.03	0.001	1.4	0.015	0.0020	0.0020	0.0030	0.300	0.060	0.008							
比較例2	4	0.03	0.001	1.4	0.015	0.0020	0.0020	0.0030	0.300	0.060	0.008							
本発明3	5	0.03	0.001	2.2	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.600	0.060								
比較例3	6	0.03	0.001	2.2	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.600	0.060								
本発明4	7	0.03	0.001	2.2	0.015	0.0020	0.0020	0.0030	0.600	0.060	0.01							
比較例4	8	0.03	0.001	2.2	0.015	0.0020	0.0020	0.0030	0.600	0.060	0.01							
本発明5	9	0.08	0.02	2.2	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.600	0.060								
比較例5	10	0.08	0.02	2.2	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.600	0.060								
本発明6	11	0.08	0.02	2.2	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.600	0.060	0.01							
比較例6	12	0.08	0.02	2.2	0.015	0.0020	0.0030	0.0030	0.600	0.060	0.01							
本発明7	13	0.13	0.05	2.2	0.015	0.0050	0.0030	0.0030	0.700	0.060								
比較例7	14	0.13	0.05	2.2	0.015	0.0150	0.0030	0.0030	0.700	0.060								
本発明8	15	0.13	0.05	2.2	0.015	0.0050	0.0045	0.0030	0.700	0.060	0.01							
比較例8	16	0.13	0.05	2.2	0.015	0.0050	0.0052	0.0030	0.700	0.060	0.01							
本発明9	17	0.06	0.07	0.9	0.020	0.0030	0.0030	0.0030	0.35	0.040								
比較例9	18	0.06	0.07	0.9	0.020	0.0030	0.0030	0.0030	0.20	0.040								
本発明10	19	0.06	0.07	0.9	0.020	0.0030	0.0045	0.0040	0.20	0.040	0.03	0.01	0.1	0.05		0.003		
比較例10	20	0.06	0.07	0.9	0.020	0.010	0.0045	0.0040	0.20	0.040	0.03	0.01	0.1	0.05		0.003		

下表に続く

	鋼番	Ca	Ce	L _a	Nd	Pr	([Ca]+[La])/[O]	([Ca]+[Pr])/[O]
本発明1	1	0.0020	0.0015	0.0007			0.73	0.67
比較例1	2	0.0020	0.0005	0.0003			0.27	0.67
本発明2	3	0.0015	0.0020	0.0010			1.50	0.75
比較例2	4	0.0015	0.0003	0.0001			0.20	0.75
本発明3	5	0.0020	0.0015	0.0007	0.0003	0.0003	0.93	0.67
比較例3	6	0.0025	0.0005	0.0003			0.27	0.83
本発明4	7	0.0015	0.0020	0.0010	0.0005	0.0005	2.00	0.75
比較例4	8	0.0015	0.0003	0.0001			0.20	0.75
本発明5	9	0.0020	0.0015	0.0008			0.77	0.67
比較例5	10	0.0055	0.0015	0.0008			0.77	1.83
本発明6	11	0.0030	0.0010	0.0005	0.0005	0.0005	0.67	0.67
比較例6	12	0.0015	0.0010	0.0005	0.0005	0.0005	0.67	0.33
本発明7	13	0.0040	0.0020	0.0010	0.0005	0.0005	1.33	1.33
比較例7	14	0.0040	0.0010	0.0005	0.0005	0.0005	1.00	1.33
本発明8	15	0.0050	0.0040	0.0016	0.0008	0.0005	1.53	1.11
比較例8	16	0.0050	0.0045	0.0030			1.44	0.96
本発明9	17	0.0030	0.0020	0.0010			1.00	1.00
比較例9	18	0.0025	0.0007				0.23	0.83
本発明10	19	0.0030	0.0025	0.0010			0.78	0.67
比較例10	20	0.0030	0.0035				0.78	0.67

【表1-2】

表1-2 下表は、本発明で規定した条件外を示す(質量%)

	鋼番	C	Si	Mn	P	S	T. O	N	酸可溶Al	Ti	Cr	Nb	V	Cu	Ni	Mo	Zr	B
本発明11	21	0.06	0.07	0.9	0.020	0.0030	0.0020	0.010	0.040									
比較例11	22	0.06	0.07	0.9	0.020	0.0030	0.0020	0.010	0.040									
本発明12	23	0.15	0.06	1.1	0.020	0.0030	0.0020	0.010	0.010	0.03	0.10	0.8	0.07	0.15	0.005	0.002		
比較例12	24	0.15	0.06	1.1	0.020	0.0030	0.0020	0.010	0.010	0.03	0.10	0.8	0.07	0.15	0.005	0.002		
本発明13	25	0.04	0.07	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.0010	1.000	0.020		0.04						
比較例13	26	0.04	0.07	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.0010	1.000	0.020		0.04						
本発明14	27	0.04	0.07	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.015	0.10	0.03	0.01	0.01	0.1	0.05	0.4	0.005	0.002	
比較例14	28	0.04	0.07	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.015	0.10	0.03	0.01	0.01	0.1	0.05	0.4	0.005	0.002	
本発明15	29	0.25	0.07	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.015	0.025		0.04							
比較例15	30	0.25	0.07	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.015	0.025		0.04							
本発明16	31	0.04	0.07	3	0.010	0.0001	0.0015	0.010	0.15	0.03	0.01	0.01	0.1	0.05	0.4	0.005	0.002	
比較例16	32	0.04	0.07	3	0.010	0.0001	0.0015	0.015	0.15	0.03	0.01	0.01	0.1	0.05	0.4	0.005	0.002	
本発明17	33	0.25	0.07	0.5	0.010	0.0080	0.0015	0.015	0.030		0.04							
比較例17	34	0.25	0.07	0.5	0.010	0.0080	0.0015	0.015	0.030		0.04							
本発明18	35	0.03	0.001	2.2	0.015	0.0020	0.0020	0.0030	0.600	0.200	0.01		0.015		0.005			
比較例18	36	0.03	0.001	2.2	0.015	0.0020	0.0020	0.0030	0.600	0.200	0.01		0.015		0.005			
本発明19	37	0.06	0.02	1.5	0.025	0.0140	0.0030	0.0040	0.020	0.130								
比較例19	38	0.06	0.02	1.5	0.025	0.0140	0.0060	0.0040	0.020	0.130								
本発明20	39	0.25	0.02	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.0015	0.008		0.04							
比較例20	40	0.25	0.02	1.9	0.010	0.0010	0.0015	0.0015	0.008		0.04							

下表に続く

	鋼番	Ca	Ce	La	Nd	Pr	$([Ce] + [La] + [Nd]) / [O]$	$[Ca] / [O]$
本発明11	21	0.0015	0.0022	0.0010	0.0005	0.0005	2.10	0.75
比較例11	22	0.0004	0.0022	0.0010	0.0005	0.0005	2.10	0.20
本発明12	23	0.0015	0.0060	0.0035			4.75	0.75
比較例12	24	0.0015	0.0060	0.0035	0.0005	0.0005	5.25	0.75
本発明13	25	0.0020	0.0060	0.0035	0.0003	0.0002	6.67	1.33
比較例13	26	0.0055	0.0060	0.0035	0.0003	0.0002	6.67	3.67
本発明14	27	0.0010	0.0025				1.67	0.67
比較例14	28	0.0005	0.0025				1.67	0.33
本発明15	29	0.0015		0.0025			1.67	1.00
比較例15	30	0.0060	0.0025				1.67	4.00
本発明16	31	0.0010			0.0025		1.67	0.67
比較例16	32	0.0010			0.0005		0.20	0.75
本発明17	33	0.0010				0.0005	1.33	0.67
比較例17	34	0.0010				0.0003	0.35	0.33
本発明18	35	0.0015	0.0020	0.0010	0.0005	0.0005	2.00	0.75
比較例18	36	0.0015	0.0003	0.0001			0.20	0.67
本発明19	37	0.0020	0.0020	0.0010	0.0005	0.0005	1.33	0.67
比較例19	38	0.0020	0.0010	0.0005	0.0003	0.0003	0.35	0.33
本発明20	39	0.0015			0.0030		2.00	1.00
比較例20	40	0.0060			0.0030		2.00	4.00

【表2】

条件	加熱温度 (°C)	仕上圧延 完了温度 (°C)	仕上圧延 冷却速度 (°C/秒)	巻き取り 温度 (°C)	処理対象の銅番	
					5、6、7、8、9、10、15、16、21、22、25、26	1、2、3、4、13、14、17、18、19、20、23、24、29、30、33、34
A	1250	845	75	450		
B	1250	860	30	400		
C	1250	825	45	450		
D	1250	825	30	400		

【0 1 4 5】

【表3】

鋼番	条件	強度 (MPa)	延性 (%)	円相当直徑0.5~5 μmの複合介在物の個数割合 (%)	円相当直徑1 μm以上、延伸割合3以下の介在物の個数割合 (%)	円相当直徑1 μm以上、 Ce, La, Nd, もしくはPrの1種 または2種以上の合計の平均濃度 (%)	金属性組織の結晶平均粒径 (μm)		穴抜け 値(%)	限界 曲げ 半径 (mm)
							金属性組織の 結晶平均粒径 (μm)	穴抜け 値(%)		
本発明1	1	B	600	26	45	70	35	10	140	0.5
比較例1	2	B	600	25	3	3	0.15	15	70	2
本発明2	3	B	600	26	60	75	44	4	115	0.5
比較例2	4	B	600	25	3	3	0.4	11	28	3.5
本発明3	5	A	820	25	55	65	32	8	106	0.5
比較例3	6	A	820	24	4	23	0.4	24	17	3
本発明4	7	A	820	24	77	77	77	8	100	0.5
比較例4	8	A	820	23	5	20	0.4	24	19	3
本発明5	9	A	1000	18	35	57	47	7	73	0.5
比較例5	10	A	1010	17	24	2	0.2	21	52	2.5
本発明6	11	C	1008	17	57	73	41	8	77	0.5
比較例6	12	C	1007	16	14	2	0.1	16	45	2.5
本発明7	13	B	1100	18	67	74	56	7	67	0.5
比較例7	14	B	1100	17	2	2	0.2	17	54	3
本発明8	15	A	1100	17	85	64	34	10	70	0.5
比較例8	16	A	1100	16	1	3	0.3	20	34	3
本発明9	17	B	420	41	38	77	42	2	220	0.5
比較例9	18	B	430	40	4	28	0.2	11	74	3
本発明10	19	B	425	42	47	76	68	3	204	0.5
比較例10	20	B	430	40	12	1	0.4	16	73	3.5
本発明11	21	A	430	42	62	73	38	7	195	0.5
比較例11	22	A	430	40	34	8	0.3	12	60	4
本発明12	23	B	700	22	77	76	91	7	123	0.5
比較例12	24	B	700	22	27	22	96	11	67	3
本発明13	25	A	700	22	55	66	77	2	94	0.5
比較例13	26	A	700	22	24	24	97	12	57	2.5
本発明14	27	C	700	22	78	76	56	4	96	0.5
比較例14	28	C	700	22	4	26	21	15	45	3
本発明15	29	B	1100	12	55	75	54	3	123	0.5
本発明16	30	B	1108	13	10	17	0.3	12	42	2.5
比較例15	31	C	805	24	47	63	67	8	125	0.5
本発明17	32	C	800	25	1	3	0.14	16	56	2.5
本発明18	33	B	810	24	37	67	67	3	56	0.5
比較例16	34	B	807	25	25	25	97	11	65	2
本発明19	35	D	710	24	54	75	31	14	81	0.9
比較例17	36	D	710	23	3	3	0.4	21	25	3.9
本発明20	37	D	600	38	65	74	56	17	189	0.9
比較例18	38	D	600	39	2	2	0.2	27	69	3.4
本発明21	39	D	1090	10	61	75	54	13	53	0.9
比較例20	40	D	1098	11	10	17	0.3	22	39	2.9

フロントページの続き

(51) Int.Cl.		F I	テーマコード(参考)
B 2 2 D	1/00	(2006.01)	C 2 1 C 7/04 C
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 C 7/04 D
			C 2 1 C 7/04 E
			C 2 1 C 7/04 B
			C 2 1 C 7/04 G
			B 2 2 D 1/00 J
			C 2 1 D 9/46 H
			C 2 1 D 9/46 U

- (72)発明者 山本 研一
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 山村 英明
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 高 橋 雄三
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 河野 治
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 久米 康介
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

F ターム(参考) 4K013 BA08 BA14 BA16 CE01 FA02
 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
 EA18 EA19 EA20 EA22 EA23 EA25 EA27 EA31 EA32 EA35
 EA36 EB07 EB08 FA03 FC03 FC04 FC07 FD03 FD04 FE01
 FE02 GA05