(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016 年 10 月 6 日(06.10.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/157862 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/001743

(22) 国際出願日: 2016 年 3 月 25 日(25.03.2016)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2015-071931 2015 年 3 月 31 日(31.03.2015) JP

(71) 出願人: ＪＦＥスチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 木村　英之 (KIMURA, Hideyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 太田　周作 (OTA, Shusaku); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 石川　信行 (ISHIKAWA, Nobuyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 柿原　真一 (KAKIHARA, Shinichi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 長尾　亮 (NAGAO, Ryo); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂　晃，外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目７番１号ＪＦＥ商事ビル６階ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: HIGH STRENGTH/HIGH TOUGHNESS STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称 : 高強度・高靭性鋼板およびその製造方法

(57) **Abstract**: Provided is a high strength/high toughness steel sheet in which the tensile strength, Charpy impact absorption energy, and ductile fracture rate are equal to or greater than specified values. The high strength/high toughness steel sheet comprises, in mass %, 0.03-0.08% of C, 0.01-0.50% of Si, 1.5-2.5% of Mn, 0.001-0.010% of P, 0.0030% or less of S, 0.01-0.08% of Al, 0.010-0.080% of Nb, 0.005-0.025% of Ti, 0.001-0.006% of N, at least one substance selected from among 0.01-1.00% of Cu, 0.01-1.00% of Ni, 0.01-1.00% of Cr, 0.01-1.00% of Mo, 0.01-0.10% of V, and 0.0005-0.0030% of B, and a remainder of Fe and unavoidable impurities. At a position at 1/2 the sheet thickness, the area ratio of island-like martensite is less than 3%, the area ratio of bainite is 90% or more, and the average particle size of cementite within the bainite is 0.5 μm or less.

(57) 要約: 引張強度、シャルピー衝撃吸収エネルギー、延性破面率が特定値以上である高強度・高靭性鋼板を提供する。 質量%で、Ｃ：０．０３～０．０８%、Ｓｉ：０．０１～０．５０%、Ｍｎ：１．５～２．５%、Ｐ：０．００１～０．０１０%、Ｓ：０．００３０%以下、Ａｌ：０．０１～０．０８%、Ｎｂ：０．０１０～０．０８０%、Ｔｉ：０．００５～０．０２５%、Ｎ：０．００１～０．００６%を有し、さらにＣｕ：０．０１～１．００%、Ｎｉ：０．０１～１．００%、Ｃｒ：０．０１～１．００%、Ｍｏ：０．０１～１．００%、Ｖ：０．０１～０．１０%、Ｂ：０．０００５～０．００３０%から選ばれる１種以上を有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、板厚１／２位置では、島状マルテンサイトの面積率が３%未満、ベイナイトの面積率が９０%以上、ベイナイト中のセメンタイトの平均粒径が０．５μｍ以下である。

WO 2016/157862 A1

明　細　書

発明の名称 ： 高強度・高靭性鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は高強度・高靭性鋼板とその製造方法に関し、特に、高強度、高シャルピー衝撃吸収エネルギーおよび優れたＤＷＴＴ性能を有するラインパイプ用鋼管用素材に好適な高強度・高靭性鋼板とその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプでは、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上のため、高強度化の要望が非常に高まっている。特に、高圧ガスを輸送するラインパイプ（以下、高圧ガスラインパイプとも記す。）では、通常の構造用鋼として要求される強度、靭性等の材料特性のみでなく、ガスラインパイプ特有の破壊抵抗に関する材料特性が必要とされる。

[0003] 通常の構造用鋼における破壊靭性値は脆性破壊に対する抵抗特性を示し、使用環境で脆性破壊が生じないように設計するための指標として用いられる。一方、高圧ガスラインパイプでは大規模破壊の回避に対する脆性破壊の抑制だけでは十分ではなく、さらに不安定延性破壊と呼ばれる延性破壊の抑制も必要となる。

[0004] この不安定延性破壊は、高圧ガスラインパイプにおいて延性破壊が管軸方向に１００ｍ／ｓ以上の速度で伝播する現象で、これによって数ｋｍにもおよぶ大規模破壊が生じる可能性がある。そのため、過去の実管ガスバースト試験結果から求められた不安定延性破壊抑制のために必要なシャルピー衝撃吸収エネルギー値およびＤＷＴＴ（Ｄｒｏｐ　Ｗｅｉｇｈｔ　Ｔｅａｒ　Ｔｅｓｔ）試験値が規定され、高いシャルピー衝撃吸収エネルギーや優れたＤＷＴＴ特性が要求されてきた。なお、ここでいうＤＷＴＴ試験値とは、延性破面率が８５％となる破面遷移温度のことである。

[0005] このような要求に対して、特許文献１では、圧延終了後の空冷過程におけ

るフェライト生成を抑制した成分系において、７００℃以下の累積圧下量を３０％以上とすることで集合組織が発達したベイナイト主体の組織とするとともに、旧オーステナイト粒界に存在するフェライトの面積率を５％以下とすることで、高いシャルピー衝撃吸収エネルギーと優れたＤＷＴＴ特性を有する鋼管素材用厚鋼板およびその製造方法が提案されている。

[0006] 特許文献２では、炭素当量（Ｃｅｑ）を０．３６～０．６０に制御した成分系において、未再結晶温度域で累積圧下率４０％以上の圧延を行う一次圧延後、再結晶温度以上に加熱した後、$Ａｒ_3$変態点以下$Ａｒ_3$変態点－５０℃以上の温度に冷却してから、２相温度域で累積圧下率１５％以上の二次圧延を実施し、$Ａｒ_1$変態点以上の温度から６００℃以下に加速冷却することを特徴とする、高いシャルピー衝撃吸収エネルギーと優れたＤＷＴＴ特性を有する板厚２０ｍｍ以上の高強度・高靭性鋼管素材の製造方法が提案されている。

[0007] 特許文献３では、質量％で、Ｃ：０．０４～０．１２％、Ｍｎ：１．８０～２．５０％、Ｃｕ：０．０１～０．８％、Ｎｉ：０．１～１．０％、Ｃｒ：０．０１～０．８％、Ｍｏ：０．０１～０．８％、Ｎｂ：０．０１～０．０８％、Ｖ：０．０１～０．１０％、Ｔｉ：０．００５～０．０２５％、Ｂ：０．０００５～０．００３０％を含有する鋼をオーステナイト未再結晶域で累積圧下率を５０％以上の熱間圧延を行い、その後、$Ａｒ_3$変態点以上の温度域から、マルテンサイト生成臨界冷却速度以上でＭｓ点以下３００℃以上の温度域まで冷却した後、オンライン加熱したミクロ組織が体積率で９０％以上の焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織であることを特徴とする、高いシャルピー衝撃吸収エネルギーと優れたＤＷＴＴ特性を有する高張力ラインパイプ用鋼板の製造方法が提案されている。

[0008] 特許文献４では、質量％で、Ｃ：０．０３～０．１％、Ｍｎ：１．０～２．０％、Ｎｂ：０．０１～０．１％、Ｐ≦０．０１％、Ｓ≦０．００３％、Ｏ≦０．００５％を含有する鋼を$Ａｒ_3$＋８０℃～９５０℃の温度範囲の中で累積圧下率が５０％以上となるように圧延を実施し、暫く空冷した後、$Ａｒ_3$

～Ar_3－３０℃の温度範囲の中で累積圧下量が１０～３０％となるように圧延することで、圧延集合組織を発達させることなく、加工フェライトを利用した、セパレーションの発生しない高吸収エネルギーを有する板厚１５ｍｍ以下の高強度鋼板の製造方法が提案されている。

[0009] 特許文献５では、Ｐｃｍ（＝Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｕ＋Ｃｒ）／２０＋Ｎｉ／６０＋Ｍｏ／１５＋Ｖ／１０＋５Ｂ）で示される炭素当量が０．１８０～０．２２０％である鋼をオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率が５０～９０％となるように圧延した後、Ar_3－５０℃以上の温度から１０～４５℃／秒の冷却速度で冷却し、鋼板温度が３００～５００℃になったときに冷却を停止し、その後、放冷することで、鋼板表層部における島状マルテンサイトの比率は１０％以下、表層部よりも内部におけるフェライト及びベイナイトの混合組織の比率は９０％以上でかつ、混合組織中のベイナイトの比率は１０％以上、ベイナイトのラスの厚さは１μｍ以下、ラスの長さは２０μｍ以下、ベイナイトのラス内のセメンタイト析出粒子の長径は０．５μｍ以下であることを特徴とする優れた靭性、高速延性破壊特性及び溶接性を有する高張力鋼板およびその製造方法が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開２０１０－２２２６８１号公報

特許文献2：特開２００９－１２７０７１号公報

特許文献3：特開２００６－２６５７２２号公報

特許文献4：特開２００３－９６５１７号公報

特許文献5：特開２００６－２５７４９９号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] ところで、近年の高圧ガスラインパイプ等に適用される鋼板としては、より高強度かつ高靭性であることが求められており、具体的には、引張強度が

６２５ＭＰａ以上であり、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上であり、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性面率が８５％以上であることが希求されている。

[0012] 特許文献１では実施例におけるシャルピー衝撃試験は板厚の１／４位置から採取した試験片で実施しているため、圧延後の冷却速度が遅い板厚中央部では所望の組織が得られず、特性の劣化が懸念され、ラインパイプ用鋼管素材として不安定延性破壊に対する停止性能が低位である可能性がある。

[0013] また、特許文献２では１次圧延後に再加熱工程が必須であり、オンラインの加熱装置が必要なため、製造工程の増加による製造コストの上昇や圧延能率の低下が懸念される。さらに、実施例におけるシャルピー衝撃試験は板厚の１／４位置から採取した試験片で実施しているため、板厚中央部では特性の劣化が懸念され、ラインパイプ用鋼管素材として不安定延性破壊に対する停止性能が低位である可能性がある。

[0014] 特許文献３に記載の技術は、焼戻しマルテンサイトを活用したＴＳ≧９００ＭＰａの高強度鋼板に関する技術であり、強度は非常に高いもののシャルピー衝撃吸収エネルギーは必ずしも高くないため、ラインパイプ用鋼管素材として不安定延性破壊に対する停止性能が低位である可能性がある。また、圧延後、Ｍｓ点以下の温度域まで加速冷却するため、鋼板形状の劣化も懸念される。さらに、オンライン加熱装置が必要なため、製造工程の増加による製造コストの上昇や圧延能率の低下も懸念される。

[0015] 特許文献４に記載の技術は、Ar_3＋８０℃から９５０℃以下の温度域で５０％以上の累積圧加率で圧加したのち、Ar_3～Ar_3－３０℃の温度域での圧延まで空冷が必要なため、圧延時間が長時間化し、圧延能率の低下が懸念される。また、ＤＷＴＴ試験に関する記載がなく、脆性破壊の伝播停止性能が劣位であることが懸念される。

[0016] 特許文献５に記載の技術は、高強度及び高靭性を得るために表層部より内部の組織を実質的にフェライト及びベイナイトの混合組織としている。しかし、フェライトとベイナイトの界面は延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となる

ため、－４０℃のようなより厳しい使用環境を想定した場合、十分なシャルピー衝撃吸収エネルギーを有しているとは言えず、ラインパイプ用鋼管素材として不安定延性破壊に対する停止性能が不十分な可能性がある。

[0017] このような特許文献１～５に記載の技術では、引張強度が６２５ＭＰａ以上であり、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上であり、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率が８５％以上である鋼板を安定的に製造することは実現できていなかった。

[0018] そこで本発明はかかる事情を鑑み、６２５ＭＰａ以上の引張強度を有し、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上でかつ、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率が８５％以上である高強度・高靭性鋼板と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

[0019] 本発明者らは、シャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性に及ぼす各種要因について、ラインパイプ用鋼板を対象に鋭意検討した。その結果、Ｃ、Ｍｎ、Ｎｂ、Ｔｉ等を含有する鋼板において、

（１）オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率や圧延温度を制御するとともに、

（２）冷却停止温度をＭｓ点直上とすることで島状マルテンサイト（Ｍａｒｔｅｎｓｉｔｅ－Ａｕｓｔｅｎｉｔｅ ｃｏｎｓｔｉｔｕｅｎｔ、以下、ＭＡとも記載する。）を極力低減したベイナイト主体の組織とすることが可能となり、

（３）さらに冷却停止温度±５０℃の温度で保持することにより、ベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径を０．５μｍ以下に抑制することが可能となり、

高いシャルピー衝撃吸収エネルギーや優れたＤＷＴＴ特性を有する高強度・高靭性鋼板が得られることを知見した。

[0020] 本発明の要旨は以下のとおりである。

［１］質量％で、Ｃ：０．０３％以上０．０８％以下、Ｓｉ：０．０１％以

上０．５０％以下、Ｍｎ：１．５％以上２．５％以下、Ｐ：０．００１％以上０．０１０％以下、Ｓ：０．００３０％以下、Ａｌ：０．０１％以上０．０８％以下、Ｎｂ：０．０１０％以上０．０８０％以下、Ｔｉ：０．００５％以上０．０２５％以下、Ｎ：０．００１％以上０．００６％以下を含有し、さらにＣｕ：０．０１％以上１．００％以下、Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下、Ｃｒ：０．０１％以上１．００％以下、Ｍｏ：０．０１％以上１．００％以下、Ｖ：０．０１％以上０．１０％以下、Ｂ：０．０００５％以上０．００３０％以下から選ばれる１種以上を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼板であり、該鋼板の板厚方向の１／２位置における島状マルテンサイトの面積率が３％未満であって、さらに前記鋼板の板厚方向の１／２位置におけるベイナイトの面積率が９０％以上であり、前記前記鋼板の板厚方向の１／２位置におけるベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径が０．５μｍ以下であるミクロ組織を有する高強度・高靭性鋼板。

［２］前記成分組成に加えてさらに、質量％で、Ｃａ：０．０００５％以上０．０１００％以下、ＲＥＭ：０．０００５％以上０．０２００％以下、Ｚｒ：０．０００５％以上０．０３００％以下、Ｍｇ：０．０００５％以上０．０１００％以下から選ばれる１種以上を含有する前記［１］に記載の高強度・高靭性鋼板。

［３］前記［１］または［２］に記載の高強度・高靭性鋼板の製造方法であり、鋼スラブを１０００℃以上１２５０℃以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において圧延後、オーステナイト未再結晶温度域において累積圧下率６０％以上の圧延を行い、（Ar_3点＋５０℃）以上（Ar_3点＋１５０℃）以下の温度で圧延を終了し、Ar_3点以上（Ar_3点＋１００℃）以下の冷却開始温度から１０℃／ｓ以上８０℃／ｓ以下の冷却速度にて、Ｍｓ点以上（Ｍｓ点＋１００℃）以下の冷却停止温度まで加速冷却をし、さらに冷却停止温度±５０℃の温度範囲で５０ｓ以上３００ｓ未満保持し、その後１００℃以下の温度域まで空冷を行う高強度・高靭性鋼板の製造方法。

[0021] なお、本発明において、製造条件における温度は、特に断らない限り、いずれも鋼板平均温度とする。鋼板平均温度は、板厚、表面温度および冷却条件等から、シミュレーション計算等により求められる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、鋼板の平均温度が求められる。

発明の効果

[0022] 本発明によれば、圧延条件および圧延後の冷却条件を適正に制御することで、鋼のミクロ組織をベイナイト主体とし、かつこのベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径を０．５μｍ以下とすることが可能となり、この結果、母材の引張強度が６２５ＭＰａ以上、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上でかつ、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率（ＳＡ値）が８５％以上の鋼板が得られ、産業上極めて有益である。

発明を実施するための形態

[0023] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0024] 本発明の高強度・高靭性鋼板は、質量％で、Ｃ：０．０３％以上０．０８％以下、Ｓｉ：０．０１％以上０．５０％以下、Ｍｎ：１．５％以上２．５％以下、Ｐ：０．００１％以上０．０１０％以下、Ｓ：０．００３０％以下、Ａｌ：０．０１％以上０．０８％以下、Ｎｂ：０．０１０％以上０．０８０％以下、Ｔｉ：０．００５％以上０．０２５％以下、Ｎ：０．００１％以上０．００６％以下を含有し、さらにＣｕ：０．０１％以上１．００％以下、Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下、Ｃｒ：０．０１％以上１．００％以下、Ｍｏ：０．０１％以上１．００％以下、Ｖ：０．０１％以上０．１０％以下、Ｂ：０．０００５％以上０．００３０％以下から選ばれる１種以上を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼板であり、該鋼板の板厚方向の１／２位置における島状マルテンサイトの面積率が３％未満であって、さらにベイナイトの面積率が９０％以上であり、このベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径が０．５μｍ以下である

ミクロ組織を有する。

[0025] まず、本発明の成分組成の限定理由を説明する。なお、成分に関する「%」表示は、質量%を意味するものとする。

[0026] Ｃ：０．０３%以上０．０８%以下

Ｃは加速冷却後にベイナイト主体組織を形成し、変態強化による高強度化に有効に作用する。しかしながら、Ｃ量が０．０３%未満では冷却中にフェライト変態やパーライト変態が生じやすくなるため、所定量のベイナイトが得られず、所望の引張強度（≧６２５ＭＰａ）が得られない場合がある。一方、Ｃ量が０．０８%を超えて含有すると加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、ＤＷＴＴ特性が劣ったりする場合がある。したがって、Ｃ量は０．０３%以上０．０８%以下とし、好ましくは０．０３%以上０．０７%以下とする。

[0027] Ｓｉ：０．０１%以上０．５０%以下

Ｓｉは脱酸に必要な元素であり、さらに固溶強化により鋼材の強度を向上させる効果を有する。このような効果を得るためにはＳｉを０．０１%以上含有することが必要であり、０．０５%以上含有することが好ましく、０．１０%以上含有することがさらに好ましい。一方、Ｓｉ量が０．５０%を超えると溶接性および母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低下するため、Ｓｉ量は０．０１%以上０．５０%以下とする。なお、鋼管の溶接部の軟化防止および溶接熱影響部の靭性劣化防止の観点から、Ｓｉ量は０．０１%以上０．２０%以下とすることが好ましい。

[0028] Ｍｎ：１．５%以上２．５%以下

ＭｎはＣと同様に加速冷却後にベイナイト主体組織を形成し、変態強化による高強度化に有効に作用する。しかしながら、Ｍｎ量が１．５%未満では冷却中にフェライト変態やパーライト変態が生じやすくなるため、所定量のベイナイトが得られず、所望の引張強度（≧６２５ＭＰａ）が得られない場合がある。一方、Ｍｎを２．５%超えて含有すると鋳造時に不可避的に形成

される偏析部にＭｎが濃化し、その部分でシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、ＤＷＴＴ性能が劣ったりする原因となるため、Ｍｎ量は１．５％以上２．５％以下とする。なお、靭性向上の観点から、Ｍｎ量は１．５％以上２．０％以下とすることが好ましい。

[0029] Ｐ：０．００１％以上０．０１０％以下

Ｐは固溶強化により鋼板の高強度化に有効な元素である。しかしながら、Ｐ量が０．００１％未満ではその効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱燐コストの上昇を招く場合があるため、Ｐ量は０．００１％以上とする。一方、Ｐ量が０．０１０％を超えると、靭性や溶接性が顕著に劣る。したがって、Ｐ量は０．００１％以上０．０１０％以下とする。

[0030] Ｓ：０．００３０％以下

Ｓは熱間脆性を起こす原因となるほか、鋼中に硫化物系介在物として存在して、靭性や延性を劣らせる有害な元素である。したがって、Ｓは極力低減するのが好ましく、本発明ではＳ量の上限は０．００３０％とし、好ましくは０．００１５％以下とする。下限は特にないが、極低Ｓ化は製鋼コストが上昇するため、０．０００１％以上とすることが好ましい。

[0031] Ａｌ：０．０１％以上０．０８％以下

Ａｌは脱酸材として含有する元素である。また、Ａｌは固溶強化能を有するため、鋼板の高強度化に有効に作用する。しかしながら、Ａｌ量が０．０１％未満では上記効果が得られない。一方、Ａｌ量が０．０８％を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、靭性を劣らせる場合がある。したがって、Ａｌ量は０．０１％以上０．０８％以下とし、好ましくは０．０１％以上０．０５％以下とする。

[0032] Ｎｂ：０．０１０％以上０．０８０％以下

Ｎｂは析出強化や焼入れ性増大効果による鋼板の高強度化に有効である。また、Ｎｂは熱間圧延時のオーステナイトの未再結晶温度域を拡大する効果があり、未再結晶オーステナイト域圧延の微細化効果による靭性の向上に有効である。これらの効果を得るために、０．０１０％以上含有する。一方、

Ｎｂ量が０．０８０％を超えると、加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、ＤＷＴＴ特性が劣ったりする場合がある。また、ＨＡＺ部（以下、溶接熱影響部とも記す。）の靭性が著しく劣る。したがって、Ｎｂ量は０．０１０％以上０．０８０％以下とし、好ましくは０．０１０％以上０．０４０％以下とする。

[0033] Ｔｉ：０．００５％以上０．０２５％以下

Ｔｉは鋼中で窒化物（主としてＴｉＮ）を形成し、特に０．００５％以上含有すると窒化物のピンニング効果でオーステナイト粒を微細化する効果があり、母材の靭性確保や溶接熱影響部の靭性確保に寄与する。また、Ｔｉは析出強化による鋼板の高強度化に有効な元素である。これらの効果を得るにはＴｉを０．００５％以上含有する。一方、Ｔｉを０．０２５％超えて含有すると、ＴｉＮ等が粗大化し、オーステナイト粒の微細化に寄与しなくなり、靭性向上効果が得られなくなるばかりでなく、粗大なＴｉＮは延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、ＤＷＴＴ特性が著しく劣る。したがって、Ｔｉ量は０．００５％以上０．０２５％以下とし、好ましくは０．００８％以上０．０１８％以下とする。

[0034] Ｎ：０．００１％以上０．００６％以下

ＮはＴｉと窒化物を形成してオーステナイトの粗大化を抑制し、靭性の向上に寄与する。このようなピンニング効果を得るため、Ｎを０．００１％以上含有する。一方、Ｎ量が０．００６％を超えると、溶接部、特に溶融線近傍で１４５０℃以上に加熱された溶接熱影響部でＴｉＮが分解した場合、固溶Ｎに起因した溶接熱影響部の靭性が劣る場合がある。したがって、Ｎ量は０．００１％以上０．００６％以下とし、溶接熱影響部の靭性に対する要求レベルが高い場合には、Ｎ量は０．００１％以上０．００４％以下とすることが好ましい。

[0035] 本発明では上記必須元素のほかに、さらにＣｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖ、

Ｂから選ばれる１種以上を選択元素として含有する。

[0036] Ｃｕ：０．０１％以上１．００％以下、Ｃｒ：０．０１％以上１．００％以下、Ｍｏ：０．０１％以上１．００％以下

Ｃｕ、Ｃｒ、Ｍｏはいずれも焼入れ性向上元素であり、Ｍｎと同様に低温変態組織を得て、母材や溶接熱影響部の高強度化に寄与する。この効果を得るためには、０．０１％以上含有することが必要である。一方、Ｃｕ、Ｃｒ、Ｍｏ量がそれぞれ１．００％を超えると高強度化の効果は飽和する。したがって、Ｃｕ、Ｃｒ、Ｍｏを含有する場合はそれぞれ０．０１％以上１．００％以下とする。

[0037] Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下

Ｎｉも焼入れ性向上元素であり、含有しても靭性は劣らないため、有用な元素である。この効果を得るためには０．０１％以上含有することが必要である。一方、Ｎｉは非常に高価であり、またＮｉ量が１．００％を超えるとその効果が飽和するため、Ｎｉを含有する場合は、０．０１％以上１．００％以下とする。

[0038] Ｖ：０．０１％以上０．１０％以下

Ｖは炭化物を形成して析出強化による鋼板の高強度化に有効な元素であり、この効果を得るためには０．０１％以上含有することが必要である。一方、Ｖ量が０．１０％を超えると、炭化物量が過剰となり、靭性が劣る場合がある。したがって、Ｖを含有する場合は０．０１％以上０．１０％以下とする。

[0039] Ｂ：０．０００５％以上０．００３０％以下

Ｂはオーステナイト粒界に偏析し、フェライト変態を抑制することで、特に溶接熱影響部の強度低下防止に寄与する。この効果を得るためには０．０００５％以上含有することが必要である。一方、Ｂ量が０．００３０％を超えるとその効果は飽和するため、Ｂを含有する場合は０．０００５％以上０．００３０％以下とする。

[0040] 上記成分以外の残部は、Ｆｅおよび不可避的不純物からなるが、必要に応

じてＣａ：０．０００５％以上０．０１００％以下、ＲＥＭ：０．０００５％以上０．０２００％以下、Ｚｒ：０．０００５％以上０．０３００％以下、Ｍｇ：０．０００５％以上０．０１００％以下から選ばれる１種以上を含有することができる。

[0041] Ｃａ、ＲＥＭ、Ｚｒ、Ｍｇは鋼中のＳを固定して鋼板の靭性を向上させる働きがあり、０．０００５％以上含有することで効果が発揮する。一方、Ｃａは０．０１００％、ＲＥＭは０．０２００％、Ｚｒは０．０３００％、Ｍｇは０．０１００％を超えて含有すると鋼中の介在物が増加し、靭性を劣化させる場合がある。したがって、これらの元素を含有する場合、Ｃａ：０．０００５％以上０．０１００％以下、ＲＥＭ：０．０００５％以上０．０２００％以下、Ｚｒ：０．０００５％以上０．０３００％以下、Ｍｇ：０．０００５％以上０．０１００％以下とする。

[0042] 次に、ミクロ組織について説明する。

[0043] 本発明の高強度・高靭性鋼板のミクロ組織は、母材の引張強度が６２５ＭＰａ以上、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上でかつ、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率（ＳＡ値）が８５％以上の特性を安定して得るために、島状マルテンサイトが面積率で３％未満であるベイナイト組織を主体とする組織を有し、さらに、ベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径が０．５μｍ以下であることが必要である。ここで、ベイナイトを主体とする組織とは、ベイナイトの面積率が９０％以上である実質的にベイナイト組織からなることを意味する。残部組織としては、面積率が３％未満の島状マルテンサイトが許容されるほか、フェライト、パーライト、マルテンサイトなどのベイナイト以外の相が含まれていてもよく、これらの残部組織が合計面積率で１０％以下であれば、本発明の効果を発現することができる。

[0044] 板厚方向の１／２位置における島状マルテンサイトの面積率：３％未満

島状マルテンサイトは硬度が高く、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、島状マルテンサイトの面積率が３％以上ではシャルピー衝撃吸収エネ

ルギーやＤＷＴＴ特性が著しく低下する。一方、島状マルテンサイトが面積率で３％未満であれば、シャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、ＤＷＴＴ特性が劣ったりはしないため、本発明では板厚方向の１／２位置における島状マルテンサイトの面積率を３％未満に限定する。上記の島状マルテンサイトの面積率は、２％以下であることが好ましい。

[0045] 板厚方向の１／２位置におけるベイナイトの面積率：９０％以上

ベイナイト相は硬質相であり、変態組織強化によって鋼板の強度を増加させるのに有効であり、ベイナイト主体の組織とすることで、シャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性を高位で安定化しつつ、高強度化が可能となる。一方、ベイナイトの面積率が９０％未満では、フェライト、パーライト、マルテンサイトおよび島状マルテンサイト等の残部組織の合計面積率が１０％以上となり、このような複合組織では、異相界面が延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、目標とするシャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性が得られない場合がある。したがって、板厚方向の１／２位置におけるベイナイトの面積率は９０％以上とし、好ましくは９５％以上とする。ここで、ベイナイトとは、ラス状のベイニティックフェライトであって、その内部にセメンタイト粒子が析出した組織をいう。

[0046] 板厚方向の１／２位置におけるベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径：０．５μｍ以下

ベイナイト中のセメンタイトは延性亀裂や脆性亀裂の起点となる場合があり、セメンタイトの平均粒径が０．５μｍを超えるとシャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、ＤＷＴＴ特性が著しく劣る。しかしながら、ベイナイト中のセメンタイトの平均粒径が０．５μｍ以下では、これらの低下は小さく、目標特性が得られるため、セメンタイトの平均粒径は０．５μｍ以下とし、好ましくは０．２μｍ以下とする。

[0047] ここで、上記のベイナイトの面積率は板厚方向の１／２位置からＬ断面（圧延方向に平行な垂直断面）を鏡面研磨後、ナイタールで腐食し、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて倍率２０００倍で無作為に５視野観察し、撮影

した組織写真により組織を同定し、ベイナイト、マルテンサイト、フェライト、パーライト等の各相の面積率を画像解析にて求めることで、得ることができる。さらに同じ試料を電解エッチング法（電解液：１００ｍｌ蒸留水＋２５ｇ水酸化ナトリウム＋５ｇピクリン酸）を用いて島状マルテンサイトを現出させ、その後、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）で２０００倍の倍率にて無作為に５視野観察し、撮影した組織写真から島状マルテンサイトの面積率を画像解析によって求めることができる。さらに、再度、鏡面研磨後、選択的低電位電解エッチング法（電解液：１０体積％アセチルアセトン＋１体積％テトラメチルアンモニウムクロイドメチルアルコール）を用いてセメンタイトを抽出後、ＳＥＭで２０００倍の倍率にて無作為に５視野観察し、撮影した組織写真を画像解析してセメンタイト粒子の円相当径を平均して算出することができる。

[0048] なお、一般に加速冷却を適用して製造された鋼板の金属組織は鋼板の板厚方向で異なるため、目標とする強度やシャルピー衝撃吸収エネルギーを安定して満足する観点から、冷却速度が遅く上記特性を達成しにくい板厚方向の１／２位置（板厚ｔの１／２ｔ位置）の組織を規定する。すなわち、板厚方向の１／２位置で上記の要件を満たす組織を得られていれば、板厚方向の１／４位置でも同様に上記の要件を満たしていると期待できるが、板厚方向の１／４位置で上記の要件を満たす組織が得られていても、板厚方向の１／２位置では必ずしも上記の要件を満たしているとは期待できない。

[0049] 以上からなる本発明の高吸収エネルギーを有する高強度・高靭性鋼板は以下の特性を有する。

[0050] （１）母材の引張強度が６２５ＭＰａ以上：天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプでは、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上のため、高強度化の要望が非常に高まっている。これらの要求に応えるため、本発明においては母材の引張強度を６２５ＭＰａとする。ここで、引張強度は、ＡＰＩ－５Ｌに準拠した、引張方向がＣ方向となる全厚引張試験片を採取し、引張試験を実施することで測定するこ

とができる。なお、本発明の組成および組織では、母材の引張強度は８５０ＭＰａ程度までは問題なく製造できる。

[0051] （２）－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上：高圧ガスラインパイプにおいては、外因性の事故により発生した延性亀裂が管軸方向に１００ｍ／ｓ以上の速度で伝播する高速延性破壊（不安定延性破壊）が生じることが知られており、これによって数ｋｍにもおよぶ大規模破壊が生じる可能性がある。このような高速延性破壊を防止するためには高吸収エネルギー化が有効であるため、本発明においては－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが３７５Ｊ以上とし、好ましくは４００Ｊ以上とする。ここで、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギーは、－４０℃にてＡＳＴＭ　Ａ３７０に準拠したシャルピー衝撃試験を実施することで測定することができる。

[0052] （３）－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率（ＳＡ値）が８５％以上：天然ガス等の輸送用として使用されるラインパイプでは、脆性亀裂伝播防止の観点から、ＤＷＴＴ試験における延性破面率の値が高いことが望まれ、本発明範囲においては－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率（ＳＡ値）を８５％以上とする。ここで、－４０℃でのＤＷＴＴ試験による延性破面率（ＳＡ値）は、ＡＰＩ－５Ｌに準拠した長手方向がＣ方向となるプレスノッチ型全厚ＤＷＴＴ試験片を採取し、－４０℃で落重による衝撃曲げ荷重を加え、破断した破面から求めることができる。

[0053] 次に、本発明の高強度・高靭性鋼板の製造方法について説明する。

[0054] 本発明の高強度・高靭性鋼板の製造方法は、前述した成分組成からなる鋼スラブを、１０００℃以上１２５０℃以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において圧延後、オーステナイト未再結晶温度域において累積圧下率６０％以上の圧延を行い、（Ar_3点＋５０℃）以上（Ar_3点＋１５０℃）以下の温度で圧延を終了し、Ar_3点以上（Ar_3点＋１００℃）以下の温度から１０℃／ｓ以上８０℃／ｓ以下の冷却速度にて、Ｍｓ点以上（Ｍｓ点＋１００℃以下）の冷却停止温度まで加速冷却をし、さらに冷却停止温度±５

０℃の温度範囲で５０ｓ以上３００ｓ未満保持し、その後１００℃以下の温度域までの空冷を行うことによって得られる。

[0055] スラブ加熱温度：１０００℃以上１２５０℃以下

本発明の鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましく、造塊法で製造してもよい。また、

（１）鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法

に加え、

（２）冷却せず温片のままで加熱炉に装入し熱間圧延する直送圧延、あるいは

（３）わずかの保熱をおこなった後に直ちに熱間圧延する直送圧延・直接圧延、

（４）高温状態のまま加熱炉に装入して再加熱の一部を省略する方法（温片装入）

などの省エネルギープロセスも問題なく適用することができる。

[0056] 加熱温度が１０００℃未満では、鋼スラブ中のＮｂやＶ等の炭化物が十分に固溶せず、析出強化による強度上昇効果が得られない場合がある。一方、加熱温度が１２５０℃を超えると初期のオーステナイト粒が粗大化するため、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、ＤＷＴＴ特性が劣ったりする場合がある。したがって、スラブ加熱温度は１０００℃以上１２５０℃以下とし、好ましくは１０００℃以上１１５０℃以下とする。

[0057] オーステナイト再結晶温度域での累積圧下率：５０％以上（好適範囲）

スラブ加熱保持後、オーステナイト再結晶温度域での圧延を行うことで、オーステナイトが再結晶により細粒化し、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性の向上に寄与する。再結晶温度域での累積圧下率は特に規定しないが、５０％以上とすることが好ましい。なお、本発明の鋼の成分範囲においては、オーステナイト再結晶の下限温度はおおよそ９５０℃である。

[0058] オーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率：６０％以上

オーステナイトの未再結晶温度域にて累積で６０％以上の圧下を行うことにより、オーステナイト粒が伸展し、特に板厚方向では細粒となり、この状態で加速冷却して得られる鋼のシャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性は良好となる。一方、圧下量が６０％未満では細粒化効果が不十分となり目標とするシャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性が得られない場合がある。したがって、オーステナイトの未再結晶温度域での累積圧下率は６０％以上とし、より靭性向上が必要な場合は７０％以上とすることが好ましい。

[0059] 圧延終了温度：（Ar_3点＋５０℃）以上（Ar_3点＋１５０℃）以下

オーステナイトの未再結晶温度域の高累積圧下率での大圧下は、シャルピー衝撃吸収エネルギーやＤＷＴＴ特性の向上に有効であり、より低温域で圧下することでその効果はさらに増大する。しかしながら、（Ar_3点＋５０℃）未満の低温域での圧延はオーステナイト粒に集合組織が発達し、その後、加速冷却してベイナイト主体組織とした場合、集合組織が変態組織にも一部受け継がれ、この結果、セパレーションが発生しやすくなり、シャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなる。一方、（Ar_3点＋１５０℃）を超えると、ＤＷＴＴ特性の向上に有効な微細化効果が十分に得られない場合がある。したがって、圧延終了温度は（Ar_3点＋５０℃）以上（Ar_3点＋１５０℃）以下とする。

[0060] 加速冷却の冷却開始温度：Ar_3点以上（Ar_3点＋１００℃）以下

加速冷却の冷却開始温度がAr_3点未満では、熱間圧延後、加速冷却開始までの空冷過程において、オーステナイト粒界から初析フェライトが生成し、母材強度が低くなる場合がある。また、初析フェライトの生成量が増加すると、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるフェライトとベイナイトの界面が増加するため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなり、ＤＷＴＴ特性が劣る場合がある。一方、冷却開始温度が（Ar_3点＋１００℃）を超えると、圧延終了温度も高いため、ＤＷＴＴ特性の向上に有効なミクロ組織微細化効

果が十分に得られない場合がある。さらに、冷却開始温度が（Ａｒ$_3$点＋１００℃）を超えると、圧延終了後、加速冷却開始までの空冷時間がわずかであっても、オーステナイトの回復や粒成長が進行する場合があり、母材靭性が低下する場合がある。したがって、加速冷却の冷却開始温度はＡｒ$_3$点以上（Ａｒ$_3$点＋１００℃）以下とする。

[0061] 加速冷却の冷却速度：１０℃／ｓ以上８０℃／ｓ以下

加速冷却の冷却速度が１０℃／ｓ未満では、冷却中にフェライト変態が生じ、母材強度が低下する場合がある。また、フェライトの生成量が増加すると、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるフェライトとベイナイトの界面が増加するため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなり、ＤＷＴＴ特性が劣る場合がある。一方、８０℃／ｓを超えると、特に鋼板表層近傍ではマルテンサイト変態が生じ、母材強度は上昇するものの、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、ＤＷＴＴ特性が著しく劣る。したがって、加速冷却の冷却速度は１０℃／ｓ以上８０℃／ｓ以下とし、２０℃／ｓ以上６０℃／ｓ以下とすることが好ましい。なお、冷却速度は冷却開始温度と冷却停止温度との差を所要時間で除した平均冷却速度を指す。

[0062] 加速冷却の冷却停止温度：Ｍｓ点以上（Ｍｓ点＋１００℃）以下

加速冷却の冷却停止温度がＭｓ点未満では、マルテンサイト変態が生じ、母材強度は上昇するものの、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、ＤＷＴＴ特性が著しく劣る場合があり、特に鋼板表層近傍でその傾向は顕著となる。一方、冷却停止温度が（Ｍｓ点＋１００℃）を超えると、冷却停止後の空冷過程で粗大なセメンタイトやベイナイト変態に伴う島状マルテンサイトが生成し、シャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなり、ＤＷＴＴ特性が劣る場合がある。したがって、加速冷却の冷却停止温度はＭｓ点以上（Ｍｓ点＋１００℃以下）とし、Ｍｓ点以上（Ｍｓ点＋６０℃以下）とすることが好ましい。

[0063] 加速冷却後の保持：冷却停止温度±５０℃の温度範囲で５０ｓ以上３００ｓ未満

加速冷却後の保持条件は、ベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径を制御し、高いシャルピー衝撃吸収エネルギーや優れたＤＷＴＴ性能を得るために適正に制御する必要がある。加速冷却後の保持温度が冷却停止温度－５０℃未満では、冷却によって変態生成したベイナイト中に過飽和に固溶している炭素がセメンタイトとして十分に析出できず、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなり、ＤＷＴＴ特性が劣る。一方、保持温度が冷却停止温度＋５０℃を超えると、ベイナイト中のセメンタイトが凝集・粗大化し、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、ＤＷＴＴ特性が著しく劣る。したがって、加速冷却後の保持温度は冷却停止温度±５０℃とする。

[0064] また、加速冷却後の保持時間が５０ｓ未満では、冷却によって変態生成したベイナイト中に過飽和に固溶している炭素が微細なセメンタイトとして十分に析出できず、母材靭性が低くなる。一方、保持時間が３００ｓ以上では、ベイナイト中のセメンタイトが凝集・粗大化し、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、ＤＷＴＴ特性が著しく劣る。したがって、加速冷却後の保持時間は５０ｓ以上３００ｓ未満とする。

[0065] １００℃以下の温度域（室温）まで空冷

上記の加速冷却後、または加速冷却して冷却停止温度±５０℃の温度範囲で５０ｓ以上３００ｓ未満保持した後、１００℃以下の温度域（室温）まで空冷を行う。

[0066] また、上記の加速冷却後は、再加熱はしないことが好ましい。より具体的には、３５０℃以上への再加熱をしないことが好ましい。

[0067] なお、本発明ではAr_3点、Ｍｓ点は各鋼素材中の各元素の含有量に基づく次式を用いて計算して得られる値を用いるものとする。各式中の元素記号は、鋼中の各元素の含有量（質量％）を表す。含有しない元素については０とする。

Ar_3（℃）＝９１０－３１０Ｃ－８０Ｍｎ－２０Ｃｕ－１５Ｃｒ－５５Ｎｉ－８０Ｍｏ

Ｍｓ（℃）＝５５０－３６１Ｃ－３９Ｍｎ－３５Ｖ－２０Ｃｒ－１７Ｎｉ－１０Ｃｕ－５（Ｍｏ＋Ｗ）＋１５Ｃｏ＋３０Ａｌ

上述の圧延工程により製造された本発明の鋼板は高強度ラインパイプの材料として好適に用いられる。本発明の鋼板を用いて高強度ラインパイプを製造するには、Ｕプレスや Ｏプレス等により、あるいは、３点曲げを繰り返すプレスベンド法により、略円筒状に成形し、サブマージアーク溶接等の溶接を行うことで溶接鋼管とし、所定の形状となるように拡管する。このようにして製造された高強度ラインパイプは必要に応じて表面に塗装を行ってもよく、靭性向上などを目的とした熱処理を行ってもよい。

実施例 1

[0068] 以下、発明の実施例について説明する。

[0069] 表１に示す成分組成（残部はＦｅおよび不可避的不純物）からなる溶鋼を転炉で溶製し、２２０ｍｍ厚さのスラブとした後、表２に示す熱間圧延、加速冷却、加速冷却後の保持を施し、１００℃以下の温度域（室温）まで空冷することで板厚が２５ｍｍの厚鋼板を製造した。

[0070]

[表1]

表1

鋼No.	化学成分(質量%)																Ar3*1 (℃)	Ms*2 (℃)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	その他			
A	0.02	0.15	1.5	0.007	0.0006	0.03	0.030	0.015	0.005	0.40	0.30	0.25	0.20	0.05	—	—	740	468	比較鋼
B	0.04	0.20	1.8	0.006	0.0005	0.03	0.035	0.008	0.004	—	—	0.30	0.30	—	—	REM:0.0040	725	459	発明鋼
C	0.05	0.10	1.9	0.006	0.0006	0.03	0.040	0.010	0.004	—	—	0.20	0.30	—	—	Ca:0.0015	716	453	発明鋼
D	0.06	0.15	1.8	0.007	0.0004	0.03	0.030	0.010	0.003	—	—	0.15	0.25	—	—	Ca:0.0020	725	455	発明鋼
E	0.06	0.05	1.8	0.005	0.0005	0.03	0.015	0.015	0.003	—	—	—	0.35	—	—	—	719	457	発明鋼
F	0.06	0.15	1.8	0.007	0.0008	0.05	0.030	0.015	0.004	0.30	0.30	—	0.30	—	—	—	701	450	発明鋼
G	0.07	0.20	1.8	0.008	0.0011	0.04	0.035	0.015	0.003	0.25	0.20	—	0.25	—	—	—	708	449	発明鋼
H	0.08	0.15	1.7	0.007	0.0014	0.05	0.035	0.015	0.003	0.35	0.35	—	—	0.10	—	—	723	443	発明鋼
I	0.07	0.15	2.2	0.006	0.0021	0.06	0.040	0.015	0.005	0.35	0.25	—	—	—	—	—	692	433	発明鋼
J	0.05	0.30	2.4	0.007	0.0023	0.06	0.055	0.020	0.005	—	—	0.10	0.10	—	—	Zr:0.0100	693	438	発明鋼
K	0.08	0.45	1.9	0.005	0.0019	0.05	0.070	0.025	0.004	0.25	0.20	—	—	—	0.0030	Mg:0.0020	717	443	発明鋼
L	0.06	0.20	1.7	0.008	0.0022	0.02	0.075	0.020	0.004	—	—	0.20	0.25	—	—	—	732	457	発明鋼
M	0.07	0.20	1.8	0.006	0.0017	0.03	0.065	0.020	0.004	0.40	0.30	—	—	0.05	0.0010	—	720	445	発明鋼
N	0.05	0.15	2.3	0.006	0.0023	0.03	0.100	0.020	0.004	0.15	0.15	0.15	0.15	—	—	—	685	435	比較鋼
O	0.10	0.30	2.5	0.005	0.0028	0.05	0.060	0.005	0.003	0.05	—	—	—	—	—	—	678	417	比較鋼
P	0.05	0.55	2.3	0.006	0.0023	0.03	0.060	0.005	0.003	0.15	0.15	—	0.30	—	—	—	675	438	比較鋼
Q	0.05	0.20	2.7	0.005	0.0006	0.03	0.020	0.010	0.003	0.05	0.05	—	—	—	—	—	675	426	比較鋼
R	0.06	0.20	1.4	0.005	0.0006	0.03	0.020	0.010	0.003	—	—	0.25	0.25	—	—	—	756	468	比較鋼
S	0.05	0.20	2.1	0.005	0.0023	0.03	0.020	0.030	0.005	—	—	0.25	0.30	—	—	—	699	444	比較鋼
T	0.06	0.20	2.0	0.005	0.0006	0.03	0.020	0.003	0.003	—	—	—	0.15	—	—	—	719	450	比較鋼
U	0.05	0.30	2.0	0.007	0.0023	0.06	0.005	0.020	0.005	—	—	—	0.10	—	—	—	727	455	比較鋼

・上記成分組成以外の残部は、Feおよび不可避的不純物

*1：Ar_3(℃)=910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo(各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)

*2：Ms(℃)=550-361C-39Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-5(Mo+W)+15Co+30Al (各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。)

[0071] [表2]

表2

鋼板No.	鋼No.	Ar_3*1 (℃)	Ms*2 (℃)	スラブ加熱温度 (℃)	再結晶域累積圧下率 (%)	未再結晶域累積圧下率 (%)	圧延終了温度 (℃)	冷却開始温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)	冷却停止温度±50℃での保持時間 (s)	備考
1	A	740	468	1150	65	68	840	790	30	500	100	比較例
2	B	725	459	1150	65	68	825	775	30	490	100	発明例
3	C	716	453	1150	65	68	815	765	30	480	100	発明例
4	D	725	455	1150	65	68	825	775	30	490	100	発明例
5	E	719	457	1150	65	68	820	770	30	490	100	発明例
6	F	701	450	1150	65	68	800	750	30	480	100	発明例
7	G	708	449	1150	65	68	810	760	30	480	100	発明例
8	H	723	443	1150	65	68	820	770	30	470	100	発明例
9	I	692	433	1150	65	68	790	740	30	460	100	発明例
10	J	693	438	1150	65	68	790	740	30	470	100	発明例
11	K	717	443	1250	65	68	820	770	30	470	100	発明例
12	L	732	457	1250	65	68	830	780	30	490	100	発明例
13	M	720	445	1250	65	68	820	770	30	480	100	発明例
14	N	685	435	1250	65	68	785	735	30	470	100	比較例
15	O	678	417	1250	65	68	780	730	30	450	100	比較例
16	P	675	438	1150	65	68	775	725	30	470	100	比較例
17	Q	675	426	1150	65	68	775	725	30	460	100	比較例
18	R	756	468	1150	65	68	855	805	30	500	100	比較例
19	S	699	444	1150	65	68	800	750	30	480	100	比較例
20	T	719	450	1150	65	68	820	770	30	480	100	比較例
21	U	727	455	1150	65	68	830	780	30	485	100	比較例

*1: Ar_3(℃)=910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo（各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。）

*2: Ms(℃)=550-361C-39Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-5(Mo+W)+15Co+30Al（各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素については0とする。）

以上により得られた厚鋼板より、ＡＰＩ－５Ｌに準拠した引張方向がＣ方向となる全厚引張試験片を採取し、引張試験を実施し、降伏強度（ＹＳ）、引張強度（ＴＳ）を求めた。また、シャルピー衝撃試験は、板厚方向の１／２位置から２ｍｍのＶノッチを有する長手方向がＣ方向となるシャルピー試験片を採取して、－４０℃にてＡＳＴＭ　Ａ３７０に準拠したシャルピー衝撃試験を実施し、シャルピー衝撃吸収エネルギー（$vE_{-40℃}$）を求めた。さらに、ＡＰＩ－５Ｌに準拠した長手方向がＣ方向となるプレスノッチ型全厚ＤＷＴＴ試験片を採取し、－４０℃で落重による衝撃曲げ荷重を加え、破断した破面の延性破面率（$SA_{-40℃}$）を求めた。そして、板厚方向の１／２位置から組織観察用試験片を採取し、下記方法にて組織の同定、ベイナイト、島状マルテンサイトおよび残部組織の面積率ならびにセメンタイトの平均粒径を求めた。

[0072] ＜組織観察＞

鋼板の板厚方向の１／２位置から組織観察用試験片を採取し、Ｌ断面（圧延方向に平行な垂直断面）を鏡面研磨し、ナイタールで腐食した後、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて倍率２０００倍で無作為に５視野観察し、撮影した組織写真により組織を同定し、ベイナイト、マルテンサイト、フェライト、パーライト等の各相の面積率を画像解析にて求めた。

[0073] 次に、同じ試料を電解エッチング法（電解液：１００ｍｌ蒸留水＋２５ｇ水酸化ナトリウム＋５ｇピクリン酸）により島状マルテンサイトのみを現出させた後、ＳＥＭを用いて倍率２０００倍で無作為に５視野観察し、撮影した組織写真から板厚方向の１／２位置における島状マルテンサイトの面積率を画像解析によって求めた。

[0074] さらに、再度、鏡面研磨後、選択的低電位電解エッチング法（電解液：１０体積％アセチルアセトン＋１体積％テトラメチルアンモニウムクロイドメチルアルコール）によりセメンタイトを抽出後、ＳＥＭを用いて倍率２０００倍で無作為に５視野観察し、撮影した組織写真から板厚方向の１／２位置におけるセメンタイトの平均粒径（円相当径）を画像解析によって求めた。

[0075] 得られた結果を表３に示す。

[0076] [表3]

表3

鋼板No.	鋼No.	鋼組織					母材引張特性		母材靭性		備考
		ベイナイト面積率(%)	ベイナイト中のセメンタイト粒径(μm)	島状マルテンサイト面積率(%)	残部組織種類*1	残部組織面積率(%)	YP(MPa)	TS(MPa)	$vE_{-40℃}$(J)	DWTT $SA_{-40℃}$(%)	
1	A	87	0.4	1	F,P	12	549	590	450	90	比較例
2	B	96	0.2	1	F	3	671	722	423	90	発明例
3	C	97	0.2	1	F	2	685	737	419	90	発明例
4	D	92	0.2	2	F	6	610	656	442	95	発明例
5	E	92	0.2	2	F	6	609	655	445	95	発明例
6	F	96	0.2	1	F	3	671	722	423	90	発明例
7	G	95	0.2	1	F	4	651	700	430	90	発明例
8	H	92	0.2	2	F	6	610	656	442	95	発明例
9	I	99	0.3	1	–	–	706	759	413	90	発明例
10	J	100	0.2	0	–	–	733	788	405	85	発明例
11	K	92	0.2	2	F	6	603	649	444	95	発明例
12	L	93	0.2	2	F	5	617	663	440	95	発明例
13	M	92	0.2	1	F	7	603	649	443	95	発明例
14	N	80	0.2	0	M	20	671	839	305	75	比較例
15	O	70	0.4	0	M	30	630	900	195	70	比較例
16	P	74	0.2	6	M	20	666	840	300	75	比較例
17	Q	80	0.2	0	M	20	655	825	315	80	比較例
18	R	86	0.4	2	F,P	12	535	575	453	90	比較例
19	S	80	0.2	0	M	20	660	832	310	75	比較例
20	T	94	0.2	1	F	5	600	641	380	80	比較例
21	U	85	0.3	0	F,P	15	545	580	440	80	比較例

*1:F:フェライト, P:パーライト, M:マルテンサイト

表３より、Ｎｏ．２～１３の鋼板は、成分組成および製造方法が本発明に適合した発明例であり、母材の引張強度（ＴＳ）が６２５ＭＰａ以上、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）が３７５Ｊ以上でかつ、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率（ＳＡ$_{-40℃}$）が８５％以上となっており、高吸収エネルギーを有する高強度・高靭性鋼板となっている。

[0077] これに対して、比較例のＮｏ．１はＣ量が、比較例のＮｏ．１８はＭｎ量が、それぞれ本発明の範囲を下回っているため、冷却中に生じたフェライトやパーライトの生成量が多く、所定量のベイナイトが得られず、所望の引張強度（ＴＳ）が得られない。比較例のＮｏ．１４はＮｂ量が、比較例のＮｏ．１５はＣ量が、比較例のＮｏ．１７はＭｎ量が、本発明の範囲を上回っているため、加速冷却後に硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ－４０℃）やＤＷＴＴ特性（ＳＡ－４０℃）が得られない。比較例のＮｏ．１６はＳｉ量が本発明範囲を上回っているため、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となる島状マルテンサイトの面積率が多く生成し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）やＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．１９はＴｉ量が本発明範囲を上回っているため、ＴｉＮが粗大化し、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となり、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）やＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．２０はＴｉ量が本発明範囲を下回っているため、窒化物（ＴｉＮ）のピンニング効果によるオーステナイト粒の微細化効果が得られず、所望のＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．２１はＮｂ量が本発明範囲を下回っているため、未再結晶域圧延の微細化効果が得られず、所望のＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。また、冷却中に生じたフェライトやパーライトの生成量が多いため、所定量のベイナイトが得られず、所望の引張強度（ＴＳ）が得られない。

実施例 2

[0078] 表１に示す鋼Ｂ、ＦおよびＫの成分組成（残部はＦｅおよび不可避的不純物）からなる溶鋼を転炉で溶製し、２２０ｍｍ厚さのスラブとした後、表４に示す熱間圧延、加速冷却、加速冷却後の保持を施し、１００℃以下の温度域（室温）まで空冷することで板厚が２５ｍｍの厚鋼板を製造した。

[0079]

[表4]

表4

鋼板No.	鋼No.	$Ar3^{*1}$ (℃)	Ms^{*2} (℃)	スラブ加熱温度 (℃)	再結晶域累積圧下率 (%)	未再結晶域累積圧下率 (%)	圧延終了温度 (℃)	冷却開始温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)	冷却停止温度±50℃での保持時間 (s)	備考
22	B	725	459	1150	65	68	825	775	30	490	100	発明例
23	B	725	459	1100	50	81	800	750	30	470	50	発明例
24	B	725	459	1100	65	68	850	800	15	540	50	発明例
25	B	725	459	1300	65	68	825	775	30	490	100	比較例
26	B	725	459	1150	65	68	890	840	30	490	100	比較例
27	B	725	459	950	65	68	825	775	30	490	100	比較例
28	B	725	459	1150	65	68	750	700	30	490	100	比較例
29	B	725	459	1150	65	68	825	775	3	490	100	比較例
30	B	725	459	1150	65	68	825	775	30	490	10	比較例
31	B	725	459	1150	65	68	825	775	30	490	500	比較例
32	B	725	459	1150	65	68	825	775	30	600	100	比較例
33	B	725	459	1150	65	68	825	775	30	300	100	比較例
34	F	701	450	1150	65	68	800	750	30	480	100	発明例
35	F	701	450	1100	55	75	825	775	30	460	200	発明例
36	F	701	450	1100	65	68	800	750	15	530	200	発明例
37	F	701	450	1150	65	68	800	750	30	600	100	比較例
38	F	701	450	1150	65	68	800	750	30	480	500	比較例
39	K	717	443	1250	65	68	820	770	30	470	100	発明例
40	K	717	443	1250	65	68	800	750	30	450	100	発明例
41	K	717	443	1250	65	68	820	770	100	470	100	比較例
42	K	717	443	1250	65	68	820	770	30	350	100	比較例
43	K	717	443	1250	65	68	820	770	30	470	10	比較例

*1：Ar_3(℃)=910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo（各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素についてはOとする。）

*2：Ms(℃)=550-361C-39Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-5(Mo+W)+15Co+30Al（各元素記号は、鋼中の各元素の含有量(質量%)を表す。含有しない元素についてはOとする。）

以上により得られた厚鋼板に対して、実施例１と同様に、全厚引張試験、シャルピー衝撃試験、プレスノッチ型全厚ＤＷＴＴ試験を実施し、降伏強度（ＹＳ）、引張強度（ＴＳ）、シャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）および延性破面率（ＳＡ$_{-40℃}$）を測定した。

得られた結果を表５に示す。

[0080]

[表5]

表5

鋼板No.	鋼No.	鋼組織					母材引張特性		母材靭性		備考
		ベイナイト面積率 (%)	ベイナイト中のセメンタイト粒径 (μm)	島状マルテンサイト面積率 (%)	残部組織種類*1	残部組織面積率 (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	$vE_{-40℃}$ (J)	DWTT $SA_{-40℃}$ (%)	
22	B	96	0.2	1	F	3	671	722	423	90	発明例
23	B	98	0.2	0	F	2	675	726	433	95	発明例
24	B	96	0.4	2	F	2	679	730	410	85	発明例
25	B	96	0.2	1	F	3	661	712	345	75	比較例
26	B	97	0.2	1	F	2	665	717	360	80	比較例
27	B	93	0.1	0	F	7	555	610	440	90	比較例
28	B	86	0.2	1	F	13	545	580	340	90	比較例
29	B	83	0.3	1	F,P	16	549	590	450	90	比較例
30	B	96	未析出	2	F	2	670	718	370	80	比較例
31	B	91	0.7	2	F	7	670	710	355	80	比較例
32	B	91	0.8	5	F	4	590	735	350	80	比較例
33	B	69	0.1	1	M	30	652	820	220	70	比較例
34	F	96	0.2	1	F	3	671	722	423	90	発明例
35	F	97	0.2	0	F	3	673	724	432	95	発明例
36	F	96	0.4	2	F	2	677	728	408	85	発明例
37	F	92	0.8	6	F	2	592	740	360	80	比較例
38	F	91	0.7	2	F	7	600	745	355	80	比較例
39	K	92	0.2	2	F	6	603	649	444	95	発明例
40	K	94	0.2	1	F	5	609	655	442	95	発明例
41	K	79	0.1	1	M	20	600	750	250	75	比較例
42	K	69	0.1	1	M	30	621	780	220	70	比較例
43	K	92	未析出	2	F	6	600	652	370	80	比較例

*1:F:フェライト, P:パーライト, M:マルテンサイト

表５から、本発明の製造条件を満たすＮｏ．２２～２４、３４～３６、３９、４０の鋼板は、成分組成および製造方法が本発明に適合した発明例であり、母材の引張強度（ＴＳ）が６２５ＭＰａ以上、－４０℃でのシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）が３７５Ｊ以上でかつ、－４０℃でのＤＷＴＴ試験で得られた延性破面率（ＳＡ$_{-40℃}$）が８５％以上となっており、高吸収エネルギーを有する高強度・高靭性鋼板となっている。さらに、Ｎｏ．２３およびＮｏ．３５は未再結晶温度域の累積圧下率が好適範囲であるため、同じ組成の鋼板の中で、オーステナイトの微細化に起因してシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）やＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）がより高位となっている。

[0081] これに対して、比較例のＮｏ．２５はスラブ加熱温度が本発明範囲を上回るため、初期のオーステナイト粒の粗大化に起因し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）およびＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．２６は圧延終了温度および圧延終了温度と連動する冷却開始温度が本発明範囲を上回っているため、ＤＷＴＴ特性の向上に有効な微細化効果が十分に得られず、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）および所望のＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．２７はスラブ加熱温度が本発明範囲を下回るため、鋼スラブ中のＮｂやＶ等の炭化物が十分に固溶せず、析出強化による強度上昇効果が得られないため、所望の引張強度（ＴＳ）が得られない。比較例のＮｏ．２８は圧延終了温度および冷却開始温度が本発明範囲を下回るため、圧延中あるいは冷却中に生じたフェライトの生成量が多く、所定量のベイナイトが得られず、所望の引張強度（ＴＳ）が得られない。また、圧延時に発達した集合組織の影響によるセパレーションが発生し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．２９は加速冷却時の冷却速度が本発明範囲を下回るため、冷却中に生じたフェライトやパーライトの生成量が多く、所定量のベイナイトが得られず、所望の引張強度（ＴＳ）が得られない。比較

例の３２および比較例のＮｏ．３７は冷却停止温度が本発明範囲を上回るため、冷却停止後の空冷過程で粗大なセメンタイトや上部ベイナイト変態に伴う島状マルテンサイトの生成が顕著となり、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）およびＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．３１および比較例のＮｏ．３８は加速冷却停止後の保持温度時間が本発明範囲を上回るため、ベイナイト中のセメンタイトが凝集・粗大化し、延性亀裂や脆性亀裂の発生起点となるため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）およびＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．４１は加速冷却時の冷却速度が本発明範囲を上回るため、加速冷却後に硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）やＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．３３および比較例のＮｏ．４２は冷却停止温度が本発明範囲を下回るため、マルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）やＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。比較例のＮｏ．３０および比較例のＮｏ．４３は加速冷却停止後の保持温度時間が本発明範囲を下回るため、冷却によって変態生成したベイナイト中に過飽和に固溶している炭素が微細なセメンタイトとして十分に析出できないため、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ｖＥ$_{-40℃}$）およびＤＷＴＴ特性（ＳＡ$_{-40℃}$）が得られない。

産業上の利用可能性

[0082] 本発明の高吸収エネルギーを有する高強度・高靭性鋼板を天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプに適用することで、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上に大きく貢献できる。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．０３％以上０．０８％以下、

Ｓｉ：０．０１％以上０．５０％以下、

Ｍｎ：１．５％以上２．５％以下、

Ｐ：０．００１％以上０．０１０％以下、

Ｓ：０．００３０％以下、

Ａｌ：０．０１％以上０．０８％以下、

Ｎｂ：０．０１０％以上０．０８０％以下、

Ｔｉ：０．００５％以上０．０２５％以下、

Ｎ：０．００１％以上０．００６％以下

を含有し、さらに

Ｃｕ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｃｒ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｍｏ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｖ：０．０１％以上０．１０％以下、

Ｂ：０．０００５％以上０．００３０％以下

から選ばれる１種以上を含有し、

残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼板であり、

該鋼板の板厚方向の１／２位置における島状マルテンサイトの面積率が３％未満であって、さらに前記鋼板の板厚方向の１／２位置におけるベイナイトの面積率が９０％以上であり、前記鋼板の板厚方向の１／２位置におけるベイナイト中に存在するセメンタイトの平均粒径が０．５μｍ以下であるミクロ組織を有する高強度・高靭性鋼板。

[請求項2] 前記成分組成に加えてさらに、質量％で、

Ｃａ：０．０００５％以上０．０１００％以下、

ＲＥＭ：０．０００５％以上０．０２００％以下、

Ｚｒ：０．０００５％以上０．０３００％以下、

Ｍｇ：０．０００５％以上０．０１００％以下

から選ばれる１種以上を含有する請求項１に記載の高強度・高靭性鋼板。

[請求項3] 請求項１または２に記載の高強度・高靭性鋼板の製造方法であり、

鋼スラブを１０００℃以上１２５０℃以下に加熱し、

オーステナイト再結晶温度域において圧延後、

オーステナイト未再結晶温度域において累積圧下率６０％以上の圧延を行い、

（Ar_3点＋５０℃）以上（Ar_3点＋１５０℃）以下の温度で圧延を終了し、

Ar_3点以上（Ar_3点＋１００℃）以下の冷却開始温度から１０℃／ｓ以上８０℃／ｓ以下の冷却速度にて、Ｍｓ点以上（Ｍｓ点＋１００℃）以下の冷却停止温度まで加速冷却をし、

さらに冷却停止温度±５０℃の温度範囲で５０ｓ以上３００ｓ未満保持し、

その後１００℃以下の温度域まで空冷を行う

高強度・高靭性鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/001743

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D8/02*(2006.01)i, *C22C38/58*(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2011-132600 A (JFE Steel Corp.), 07 July 2011 (07.07.2011), & US 2013/0000793 A1 & EP 2505683 A1	1-3
A	JP 2013-204103 A (JFE Steel Corp.), 07 October 2013 (07.10.2013), (Family: none)	1-3
A	JP 2013-227671 A (JFE Steel Corp.), 07 November 2013 (07.11.2013), & US 2015/0090370 A1 & EP 2832890 A1	1-3
A	JP 2013-133476 A (JFE Steel Corp.), 08 July 2013 (08.07.2013), (Family: none)	1-3

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
07 June 2016 (07.06.16)	21 June 2016 (21.06.16)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/001743

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2009-242849 A (JFE Steel Corp.), 22 October 2009 (22.10.2009), (Family: none)	1-3
A	JP 2013-095926 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 20 May 2013 (20.05.2013), (Family: none)	1-3
A	JP 2012-241266 A (JFE Steel Corp.), 10 December 2012 (10.12.2012), (Family: none)	1-3
A	JP 2011-195883 A (JFE Steel Corp.), 06 October 2011 (06.10.2011), (Family: none)	1-3
A	JP 2011-132601 A (JFE Steel Corp.), 07 July 2011 (07.07.2011), & US 2012/0305122 A1 & EP 2505681 A1	1-3
A	WO 2013/190750 A1 (JFE Steel Corp.), 27 December 2013 (27.12.2013), & US 2015/0176727 A1 & EP 2862954 A1	1-3
A	WO 2013/089156 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 20 June 2013 (20.06.2013), & US 2014/0301888 A1	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１６／００１７４３

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１６年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１６年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１６年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2011-132600 A（ＪＦＥスチール株式会社）2011.07.07, & US 2013/0000793 A1 & EP 2505683 A1	1-3
A	JP 2013-204103 A（ＪＦＥスチール株式会社）2013.10.07,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2013-227671 A（ＪＦＥスチール株式会社）2013.11.07, & US 2015/0090370 A1 & EP 2832890 A1	1-3

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
０７．０６．２０１６	２１．０６．２０１６

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　３８４１
太田　一平
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

C（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2013-133476 A（ＪＦＥスチール株式会社）2013.07.08,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2009-242849 A（ＪＦＥスチール株式会社）2009.10.22,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2013-095926 A（新日鐵住金株式会社）2013.05.20,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2012-241266 A（ＪＦＥスチール株式会社）2012.12.10,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2011-195883 A（ＪＦＥスチール株式会社）2011.10.06,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2011-132601 A（ＪＦＥスチール株式会社）2011.07.07, & US 2012/0305122 A1 & EP 2505681 A1	1-3
A	WO 2013/190750 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2013.12.27, & US 2015/0176727 A1 & EP 2862954 A1	1-3
A	WO 2013/089156 A1（新日鐵住金株式会社）2013.06.20, & US 2014/0301888 A1	1-3