

(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
2021年9月30日(30.09.2021)



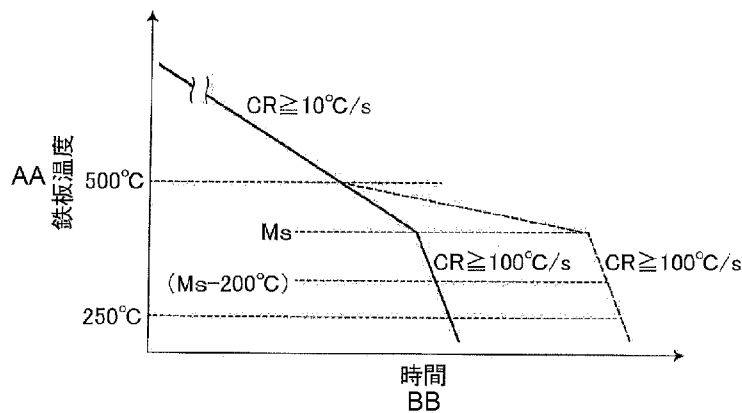
(10) 国際公開番号

WO 2021/193310 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2021/010938
- (22) 国際出願日: 2021年3月17日(17.03.2021)
- (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 2020-053545 2020年3月25日(25.03.2020) JP
- (71) 出願人: J F E 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: 長谷川 寛 (HASEGAWA Hiroshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 木村 英之(KIMURA Hideyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 森安 永明(MORIYASU Noriaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 後藤 聡太(GOTO Sota); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E 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

(54) Title: HIGH-STRENGTH HOT-ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度熱延鋼板及びその製造方法



AA Steel sheet temperature
BB Time

(57) Abstract: According to the present invention, after subjecting a steel material that has a chemical composition containing, in mass%, from 0.07% to 0.20% of C, 1.50% or less of Si, from 1.0% to 4.0% of Mn, 0.030% or less of P, 0.0030% or less of S and from 0.010% to 1.000% of Al to hot rolling, specifically to low-temperature finish rolling, the steel material is cooled to 500 ° C at a cooling rate of 10 ° C/s or more, then quenched in the temperature range from Ms to (Ms - 200 ° C), and subsequently in a low temperature range of 250 ° C or less, the steel material is wound up and subsequently rewound, and is additionally subjected to rolling under a predetermined line load or more, or the like. Consequently, the present invention enables the achievement of a high-strength hot-rolled steel sheet which has a structure that contains a martensite phase in an area ratio of 95% or more at 1/4 the sheet thickness of the steel sheet, while having an average aspect ratio of prior austenite grains of 3.0 or more, and which has a 5-min relaxation stress value of 20 MPa or less upon application of 400 MPa in a stress relaxation test, while having a tensile strength of 1,180 MPa or more and excellent delayed fracture resistance.



WO 2021/193310 A1

番 1 号 J F E 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, DJ, DK, DM, DO, DZ,
EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN,
HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH,
KN, KP, KR, KW, 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,
ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG,
US, UZ, VC, VN, WS, 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 :

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約 : 質量%で、C : 0.07~0.20%、Si : 1.50%以下、Mn : 1.0~4.0%、P :
0.030%以下、S : 0.0030%以下、Al : 0.010~1.000%を含む化学組成の鋼素材
に、熱間圧延として、低温仕上圧延を施した後、500℃までを10℃/s以上の冷却速度で冷却し、更
にMs~(Ms-200℃)の温度域を急冷して、250℃以下の低温域で巻き取ったのち、巻き戻し
てさらに、一定以上の線荷重をかけた圧延等を施す。これにより、鋼板の板厚1/4位置において、面積
率で95%以上のマルテンサイト相を含み、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が3.0以上であ
る組織を有し、応力緩和試験における400MPa付与時の5min緩和応力値が20MPa以下で、
引張強さが1180MPa以上である耐遅れ破壊性に優れた高強度熱延鋼板が得られる。

明 細 書

発明の名称：高強度熱延鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車用部品の素材として好適な、高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。なお、「鋼板」には鋼帯を含むものとする。

背景技術

[0002] 近年、自動車の衝突安全性の改善と燃費向上の観点から、自動車用部品向け鋼板には、高強度化が求められている。一方、高強度化した鋼板では遅れ破壊を生じるリスクが高くなるため、耐遅れ破壊性の向上が重要となる。特に、自動車の足回り部品などに用いられる熱延鋼板は、厳しい腐食環境に曝されるため、優れた耐遅れ破壊性を保持することが要求されている。

[0003] このような要求に対し、例えば、特許文献1には、「高強度熱延鋼板およびその製造方法」が提案されている。特許文献1に記載された技術では、質量%で、C：0.08%以上0.16%未満、Si：0.01~1.0%、Mn：0.8~2.0%、Al：0.005~0.10%、N：0.002~0.006%を含み、さらにNb、Ti、Cr、Bを含有する化学組成と、マルテンサイト相または焼戻マルテンサイト相を主相とし、旧オーステナイト粒の平均粒径が圧延方向に平行な断面で20 μ m以下、アスペクト比が18以下となる範囲に調整した組織と、を有することにより、靱性と耐遅れ破壊性に優れ、さらに耐摩耗性にも優れた降伏強さ：960MPa以上の高強度熱延鋼板を容易に製造できる、としている。

[0004] また、特許文献2には、「高強度鋼板およびその製造方法」が提案されている。特許文献2に記載された技術では、質量%で、C：0.12~0.40%、Si：0.6%以下、Mn：1.5%以下、Al：0.15%以下、N：0.01%以下を含む化学組成の鋼板を、Ac₃変態点以上950℃以下の温度域に加熱、保持し、600℃以上の温度域から焼入れし、350℃以下で焼戻する焼鈍処理を施したのち、レベラーにより矯正するとしている。

これにより、マルテンサイト単相組織で、KAM値が 1° 以上の領域が50%以上占め、表面から $1/4$ 深さ位置までの表層領域での最大引張り残留応力を80MPa以下に調整でき、切断端面および鋼板母材の耐遅れ破壊性に優れた高強度鋼板を製造できるとしている。

[0005] また、特許文献3には、「耐水素誘起割れ性と曲げ性に優れた低降伏比型高強度鋼板」が提案されている。特許文献3に記載された技術では、質量%で、C:0.01%超え0.1%以下、Si:0.05~0.45%、Mn:0.5~1.6%、Al:0.01~0.06%、N:0.012%以下、Ca:0.0005~0.006%を含み、V、NbおよびTiの少なくとも1種:合わせて0.15%以下を含む化学組成を有するとともに、表層部と、中心偏析部と残りの通常部とに分けたとき、通常部が、フェライト:50~80%、残部がベイナイト、パーライト、及び、島状マルテンサイトとオーステナイトとの混合組織(MA)の少なくとも1種以上からなり、中心偏析部が、ベイナイト:70%以上、残部がフェライト、パーライトおよびMAの少なくとも1種以上からなり、中心偏析部においてベイナイトの平均粒径が $5\mu\text{m}$ 以下で、かつパーライトおよびMAの、圧延方向の最大長さと同様に $10\mu\text{m}$ 以下であり、表層部フェライトの面積率が通常部フェライトの面積率と特定の関係を満たす組織となるように調整することにより、耐水素誘起割れ性と曲げ性とを兼備する低降伏比高強度鋼板を製造できるとしている。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1:特開2016-211073号公報
特許文献2:特開2015-155572号公報
特許文献3:特開2014-189808号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0007] しかしながら、特許文献1に記載された技術では、水素の局所集中を十分に抑制できないため、耐遅れ破壊性が低く、厳しい腐食環境下で要求される耐遅れ破壊性を保持できないという問題がある。
- [0008] また、特許文献2に記載された技術は、主として冷延鋼板への適用を目的とし、焼鈍処理や、レベラー矯正等の複雑な工程を必要としており、熱延鋼板への適用には問題を残している。さらに、特許文献2に記載された技術では、水素の局所集中を十分に抑制できないため、厳しい腐食環境下で要求される特性を満足できるまでに優れた耐遅れ破壊性を保持できないという問題がある。
- [0009] また、特許文献3に記載された技術は、フェライトを50～80%含み、引張強さTSが590MPa程度の強度レベルの鋼板を対象として、その効果を確認しているにすぎない。特許文献3には、引張強さ：590MPaを超える強度レベルの鋼板についての示唆はなく、とくに、引張強さ：1180MPa以上の高強度鋼板の耐遅れ破壊性の向上について示唆するものはない。
- [0010] 本発明は、上記した従来技術の問題を解決するものであり、自動車用部品の素材として好適な、耐遅れ破壊性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。なお、ここでいう「高強度」とは、引張強さ：1180MPa以上、好ましくは1700MPa以下の強度を有する場合をいうものとする。また、ここでいう「耐遅れ破壊性に優れた」とは、破断時に1.0 mass ppmの拡散性水素量となるチャージ条件で水素チャージした状態で、SSRT試験(ひずみ速度：0.0000056 s⁻¹)を実施し、破断応力が引張強さTSの90%以上である場合をいうものとする。

課題を解決するための手段

- [0011] 本発明者らは、上記した目的を達成するため、耐遅れ破壊性に及ぼす各種要因について、鋭意検討した。その結果、アスペクト比の大きいマルテンサイト相を主体とする組織としたうえで、可動転位を極力抑制した転位構造と

することにより、耐遅れ破壊性を向上させることを着想した。可動転位量を直接測定することは難しいため、本発明者らは、応力緩和試験を実施し、試験片（鋼板）に一定の引張応力（400MPa以下の低応力）を付与したのち歪増加を停止し所定時間経過後に生じる緩和応力値を測定して、鋼板における可動転位量の指標とすることに想到した。具体的には、本発明者らは、引張応力：400MPaを付与したのち歪増加を停止し、5min経過後の緩和応力値を測定し、この応力緩和値を所定値（20MPa）以下に低減することが、耐遅れ破壊性の向上に有効であることを知見した。400MPa以下の低応力を付与した際に運動する可動転位は、強度増加に寄与せず、水素を引きつけやすく水素輸送に寄与することで耐遅れ破壊性を低下させると考えた。

[0012] そして、本発明者らは、熱間圧延工程における仕上圧延を低温仕上圧延とし、仕上圧延終了後、500℃までを10℃/s以上の冷却速度で冷却し、さらにMs～(Ms-200℃)の温度域を急冷して、250℃以下の低温域で巻取ることにより、高転位密度のマルテンサイト相を主体とする組織とすることができ、さらにこの組織に、一定以上の荷重をかけた圧延を施して、転位同士がタングルした転位組織を形成させることで、上記した緩和応力値を一定値以下とすることができることを見出し、本発明を完成するに至った。本発明の要旨はつぎのとおりである。

[1] 質量%で、C：0.07～0.20%、Si：1.50%以下、Mn：1.0～4.0%、P：0.030%以下、S：0.0030%以下、Al：0.010～1.000%を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる化学組成と、鋼板の板厚1/4位置において、面積率で95%以上のマルテンサイト相を含み、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が3.0以上である組織と、を有し、応力緩和試験における400MPa付与時の5min緩和応力値が20MPa以下で、引張強さが1180MPa以上である高強度熱延鋼板。

[2] 前記化学組成に加えてさらに、質量%で、下記A群～E群のうちから

選ばれた1群または2群以上を含有する〔1〕に記載の高強度熱延鋼板。

[0013] A群：質量%で、Mo：0.005～2.0%、V：0.005～2.0%、Nb：0.005～0.20%、Ti：0.005～0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上

B群：質量%で、Cr：0.005～2.0%、Ni：0.005～2.0%、Cu：0.005～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上

C群：質量%で、B：0.0001～0.0050%

D群：質量%で、Ca：0.0001～0.0050%、REM：0.0001～0.0050%のうちから選ばれた1種または2種

E群：質量%で、Sb：0.0010～0.10%、Sn：0.0010～0.50%のうちから選ばれた1種または2種

〔3〕前記組織に加えてさらに、面積率で、5%以下の残留オーステナイト相を含む〔1〕または〔2〕に記載の高強度熱延鋼板。

〔4〕鋼素材を、加熱し粗圧延、および仕上圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記鋼素材が、〔1〕または〔2〕に記載の化学組成を有する鋼素材であり、前記仕上圧延が、仕上圧延終了温度を890℃以下とする圧延であり、前記仕上圧延終了後の冷却を、500℃までを平均冷却速度：10℃/s以上の冷却とし、かつMs～(Ms-200℃)間を平均冷却速度：100℃/s以上の冷却として、巻取温度：250℃以下で巻き取り、その後、線荷重：0.20ton/mm以上の圧延を1パス以上施す、または、前記仕上圧延終了後の冷却により、250℃以下まで冷却した後、巻き取る前に、前記線荷重：0.20ton/mm以上の圧延を1パス以上施し、しかる後に巻き取る、高強度熱延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0014] 本発明によれば、引張強さTS：1180MPa以上の高強度を有しながら、耐遅れ破壊性が顕著に向上し、自動車用部品の素材として好適な、耐遅れ破壊性に優れた高強度熱延鋼板を製造でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明によれば、遅れ破壊が生じ難い高強度自動車部品等の製品を、

容易に製造できるという効果もある。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]仕上圧延終了後の好ましい冷却パターンを模式的に示す説明図である。

発明を実施するための形態

[0016] 本発明の高強度熱延鋼板は、引張強さTS：1180MPa以上を有する熱延鋼板であり、熱間圧延ままの黒皮と称される熱延鋼板、および、熱間圧延後さらに酸洗してなる白皮と称される熱延鋼板を含むものとする。また、本発明の高強度熱延鋼板は、板厚が0.6mm以上10.0mm以下であることが好ましく、自動車用部品の素材として用いる場合には、板厚は1.0mm以上6.0mm以下、あるいは3.0mm以下、あるいは2.0mm以下であることがより好ましい。また、板幅は、500mm以上1800mm以下であることが好ましく、700mm以上1400mm以下であることがより好ましい。

[0017] つぎに、本発明高強度熱延鋼板の化学組成限定の理由について説明する。以下、化学組成に関する「%」は、「質量%」を意味するものとする。

[0018] 本発明の高強度熱延鋼板は、C：0.07～0.20%、Si：1.50%以下、Mn：1.0～4.0%、P：0.030%以下、S：0.0030%以下、Al：0.010～1.000%を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる基本の化学組成を有する。

[0019] C：0.07～0.20%

Cは、マルテンサイトの生成に寄与するとともに、マルテンサイトを強化して強度（引張強さTS）を高める作用を有する有効な元素である。0.07%未満の含有では、上記した効果が十分に期待できず、引張強さ：1180MPa以上の高強度を確保できない。一方、0.20%を超えて含有すると、マルテンサイトの硬化が顕著になり、所望の耐遅れ破壊性を確保できなくなる。このようなことから、Cは0.07～0.20%の範囲に限定した。なお、引張強さ：1180MPa以上の高強度を安定的に得るという観点からは、0.08%以上の含有が好ましく、また、耐遅れ破壊性を安定化さ

せるという観点からは、0.19%以下の含有が好ましい。なお、より好ましくは0.17%以下、さらに好ましくは0.16%以下である。

[0020] Si : 1.50%以下

Siは、固溶強化により、あるいは、マルテンサイトの焼戻し軟化を抑制することにより、強度（引張強さTS）の上昇に寄与する、有効な元素である。このような効果は、0.10%以上の含有で顕著となる。引張強さ：1180MPa以上の高強度をより安定的に確保するという観点からは、0.10%以上含有することが好ましい。なお、より好ましくは0.30%以上である。一方、1.50%を超えて含有すると、ポリゴナルフェライトが過剰に生成し所望の組織を確保できなくなる。このため、Siは1.50%以下に限定した。なお、好ましくは1.30%以下、より好ましくは0.90%以下である。

[0021] Mn : 1.0~4.0%

Mnは、マルテンサイトや下部ベイナイトを生成させて、引張強さTSを上昇させる有効な元素である。また、Mnは、オーステナイトの再結晶を抑制し、アスペクト比の大きいオーステナイト粒を得るのに有効に寄与する。このような効果を得るためには、1.0%以上の含有を必要とする。1.0%未満の含有では、ポリゴナルフェライト等が生成したり、アスペクト比の低いオーステナイト粒が生成したりして、引張強さTSの低下や耐遅れ破壊性の低下を招く。引張強さ：1180MPa以上の高強度をより安定的に確保する観点からは、Mnは1.2%以上含有することが好ましい。一方、4.0%を超えて含有すると、残留オーステナイトが過剰に生成して、所望の鋼板組織が得られなくなる。このため、Mnは1.0~4.0%の範囲に限定した。なお、耐遅れ破壊性向上の観点から、3.6%以下に限定することが好ましく、より好ましくは3.1%以下、更に好ましくは2.7%以下である。

[0022] P : 0.030%以下

Pは、不可避的不純物として含まれる元素であるが、耐遅れ破壊性を低下

させる元素である。このため、本発明では極力低減することが望ましいが、0.030%までは許容できる。このようなことから、Pは0.030%以下に限定した。なお、好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.008%以下である。しかし、過剰な低減は、生産能率が低下し、精錬コストの高騰を招くため、Pは0.001%以上とすることが好ましい。

[0023] S : 0.0030%以下

Sは、不可避的不純物として含まれる元素であるが、耐遅れ破壊性を低下させる元素である。このため、本発明では極力低減することが望ましいが、0.0030%までは許容できる。このようなことから、Sは0.0030%以下に限定した。なお、好ましくは0.0020%以下、より好ましくは0.0010%以下である。しかし、過剰な低減は、生産能率が低下し、精錬コストの高騰を招くため、Sは0.0002%以上とすることが好ましい。

[0024] Al : 0.010~1.000%

Alは、脱酸剤として作用する元素であり、脱酸剤として用いる観点からは、0.010%以上の含有を必要とする。一方、Alを1.000%を超えて多量に含有すると、ポリゴナルフェライトが多量に生成して所望の鋼板組織を確保できなくなる。このため、本発明ではAlは0.010~1.000%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.50%以下であり、より好ましくは0.300%以下である。

[0025] 上記した成分が基本の成分であるが、本発明では、上記した基本の化学組成に加えてさらに、必要に応じて、選択元素として、

A群 : Mo : 0.005~2.0%、V : 0.005~2.0%、Nb : 0.005~0.20%、Ti : 0.005~0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上、

B群 : Cr : 0.005~2.0%、Ni : 0.005~2.0%、Cu : 0.005~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上、

C群 : B : 0.0001~0.0050%、

D群：Ca：0.0001～0.0050%、REM：0.0001～0.0050%のうちから選ばれた1種または2種、

E群：Sb：0.0010～0.10%、Sn：0.0010～0.50%のうちから選ばれた1種または2種、

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有してもよい。

[0026] A群：Mo：0.005～2.0%、V：0.005～2.0%、Nb：0.005～0.20%、Ti：0.005～0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上

A群のMo、V、Nb、Tiはいずれも、炭化物を形成して、耐遅れ破壊性向上に有効な元素であり、必要に応じて選択して1種または2種以上を含有できる。このような効果を得るためには、Mo：0.005%以上、V：0.005%以上、Nb：0.005%以上、Ti：0.005%以上、それぞれ含有することが好ましい。一方、Mo：2.0%、V：2.0%、Nb：0.20%、Ti：0.20%、をそれぞれ超えて含有すると、炭化物が粗大化して焼入れ性が低下し、所望の鋼板組織が得られなくなる場合がある。このため、含有する場合には、Mo：0.005～2.0%、V：0.005～2.0%、Nb：0.005～0.20%、Ti：0.005～0.20%の範囲に、それぞれ限定することが好ましい。なお、より好ましくは、Mo：0.05%以上0.6%以下、V：0.05%以上0.3%以下、Nb：0.01%以上0.1%以下、Ti：0.01%以上0.2%以下、である。

[0027] B群：Cr：0.005～2.0%、Ni：0.005～2.0%、Cu：0.005～2.0%の内から選ばれた1種または2種以上

B群のCr、Ni、Cuはいずれも、マルテンサイトを生成させ、高強度化に寄与する有効な元素であり、必要に応じて選択して1種または2種以上を含有できる。このような効果を得るためには、Cr：0.005%以上、Ni：0.005%以上、Cu：0.005%以上、それぞれ含有することが好ましい。一方、Cr：2.0%、Ni：2.0%、Cu：2.0%、をそ

れぞれ超えて含有すると、残留オーステナイトが過剰に生成して、所望の鋼板組織を得ることができなくなる。このため、含有する場合には、Cr：0.005～2.0%、Ni：0.005～2.0%、Cu：0.005～2.0%の範囲に、それぞれ限定することが好ましい。なお、より好ましくは、Cr：0.1%以上0.6%以下、Ni：0.1%以上0.6%以下、Cu：0.1%以上0.6%以下である。

[0028] C群：B：0.0001～0.0050%

C群のBは、鋼板の焼入れ性を高め、マルテンサイトを生成させて、高強度化に寄与する有効な元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るため、B：0.0001%以上含有することが好ましい。一方、B：0.0050%を超えて含有すると、B化合物（ボロン化合物）が増加し、焼入れ性が低下して、所望の鋼板組織が得られなくなる場合がある。このため、含有する場合には、B：0.0001～0.0050%の範囲に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.0005%以上0.0040%以下、更に好ましくは0.0010%以上0.0035%以下である。

[0029] D群：Ca：0.0001～0.0050%、REM：0.0001～0.0050%の内から選ばれた1種又は2種

D群のCa、REMはいずれも、介在物の形態制御により加工性の向上に寄与する有効な元素であり、必要に応じて選択して1種または2種を含有できる。このような効果を得るため、Ca：0.0001%以上、REM：0.0001%以上、それぞれ含有することが好ましい。一方、Ca：0.0050%、REM：0.0050%をそれぞれ超えて含有すると、介在物量が増加して加工性が劣化する場合がある。このため、含有する場合には、Ca：0.0001～0.0050%、REM：0.0001～0.0050%の範囲に、それぞれ限定することが好ましい。なお、より好ましくは、Ca：0.0005%以上0.0030%以下、REM：0.0005%以上0.0030%以下である。

[0030] E群：Sb：0.0010～0.10%、Sn：0.0010～0.50

%のうちから選ばれた1種または2種

E群のSb、Snはいずれも、鋼の強度低下抑制に寄与する有効な元素であり、必要に応じて選択して1種または2種を含有できる。Sbは脱窒、脱硼等を抑制して、また、Snはパーライトの生成を抑制して、鋼の強度低下抑制に寄与する。このような効果を得るため、Sb：0.0010%以上、Sn：0.0010%以上、をそれぞれ含有することが好ましい。一方、Sb：0.10%、Sn：0.50%、をそれぞれ超えて含有すると、鋼板の脆化を招く場合がある。このため、含有する場合には、Sb：0.0010～0.10%、Sn：0.0010～0.50%の範囲にそれぞれ限定することが好ましい。なお、より好ましくはSb：0.0050%以上0.050%以下、Sn：0.0050～0.050%である。

[0031] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。

[0032] なお、不可避的不純物としてNを含むが、窒化物の形成を抑制する観点からできるだけ低減することが好ましい。ただし、本発明では、Nは0.010%以下の含有であれば許容できる。また、不可避的不純物として、Zr、Mgを合計で0.002%まで含有できる。合計で0.002%を超えてZr、Mgを含有すると、介在物量が増加し加工性の低下を招きやすい。また、選択元素であるCr、Ni、Cu、Mo、V、Nb、Ti、B、Ca、REM、Sb、Snは、上記した範囲の下限値未満であれば、本発明の効果を害さないことから、不可避的不純物として、含有してもよい。

[0033] つぎに、本発明の高強度熱延鋼板の組織について説明する。

[0034] 本発明の高強度熱延鋼板は、鋼板の板厚1/4位置において、面積率で、95%以上のマルテンサイト相を含み、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が3.0以上である組織を有する。なお、ここでいう「鋼板の板厚1/4位置」とは、厳密に板厚の1/4位置のみに限定される必要はなく、板厚をtとするとき、鋼板表面から板厚方向に1/4t位置±100μmの領域を指すものとする。

[0035] マルテンサイト相：面積率で95%以上

本発明では、高強度（高引張強さTS）と優れた耐遅れ破壊性とを両立させるために、鋼板の板厚1/4位置における組織を、面積率で95%以上のマルテンサイト相を含む組織とする必要がある。マルテンサイト相が面積率で95%未満では所望の高強度が達成できないか、あるいは所望の耐遅れ破壊性が達成できない。このため、鋼板の板厚1/4位置において、面積率で、95%以上のマルテンサイト相を含む組織に限定した。なお、好ましくは97~100%、より好ましくは98~100%である。マルテンサイト相以外のベイナイト相等は、面積率で合計で5%未満であれば許容できる。

[0036] 旧オーステナイト粒の平均アスペクト比：3.0以上

アスペクト比の大きいオーステナイト粒から生成したマルテンサイト相は、転位密度が高く、引張強さTSと耐遅れ破壊性をともに高めるのに有効な組織である。このような効果を得るためには、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比を3.0以上とする必要がある。旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が3.0未満では、所望の耐遅れ破壊性が得られない。このため、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比は3.0以上に限定した。なお、好ましくは4.0以上、より好ましくは5.0以上である。また、平均アスペクト比の上限は、特に限定しないが、本発明の範囲で製造する限り20.0以下程度である。

[0037] 本発明の高強度熱延鋼板では、上記した組織に加えてさらに、面積率で5%以下の残留オーステナイト相を含有する組織としてもよい。

[0038] 残留オーステナイト相：面積率で、5%以下

残留オーステナイト相は、耐遅れ破壊性を低下させるため、本発明では含まない（0%）か、あるいは含む場合でも、極力低減することが好ましく、面積率で5%以下であれば許容できる。そのため、含む場合には、残留オーステナイト相は面積率で5%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは3%以下、さらに好ましくは2%以下である。

[0039] さらに、本発明の高強度熱延鋼板は、応力緩和試験において400MPa付与時の5min緩和応力値が20MPa以下となる組織を有する。

[0040] 応力緩和試験において400MPa付与時の5min緩和応力値：20MPa以下

400MPa以下の引張応力を付与した際に運動する可動転位は、引張強さTSの増加には寄与せず、水素を引きつけて水素輸送に寄与する。このような可動転位が増加することは、耐遅れ破壊性を低下させる。応力緩和試験において400MPa付与時の5min緩和応力値が20MPaを超えると、水素輸送に寄与する可動転位が増加する組織となり、耐遅れ破壊性の低下が顕著となり、所望の耐遅れ破壊性を確保できなくなる。このため、本発明では、応力緩和試験において400MPa付与時の5min緩和応力値を20MPa以下に限定した。なお、好ましくは18MPa以下、より好ましくは16MPa以下である。

[0041] つぎに、本発明の高強度熱延鋼板の好ましい製造方法について説明する。

[0042] 上記した化学組成を有する鋼素材（スラブ）を加熱炉に装入し加熱する。加熱温度はとくに限定しないが、偏析除去や析出物固溶等の観点からは1100℃以上とすることが好ましく、エネルギー効率等の観点からは1300℃以下とすることが好ましい。

[0043] 加熱された鋼素材は、次いで、粗圧延および仕上圧延からなる熱間圧延を施される。本発明では、粗圧延の条件はとくに限定する必要はない。粗圧延後、圧延終了温度（仕上圧延終了温度）：890℃以下とする仕上圧延を施す。なお、仕上圧延は、加工性の低下を招く粗粒の低減等の観点から、4パス以上とすることが好ましい。

[0044] 仕上圧延終了後の冷却は、500℃までを平均冷却速度：10℃/s以上の冷却とし、かつMs～(Ms-200℃)間を平均冷却速度：100℃/s以上の冷却として、巻取温度：250℃以下で巻き取る。

[0045] なお、本発明では、500℃までの冷却と、Ms～(Ms-200℃)間の冷却を上記した冷却条件で冷却することを限定しているが、500℃からMs点までの冷却条件はとくに限定する必要はない。図1に示すように、500℃までの冷却をMs点まで継続しても、あるいは500℃までの冷却を

、一旦停止し、 M_s 点までを任意の冷却速度で冷却しても何ら問題はない。

[0046] ついで本発明では、一旦、巻き取った後、巻き戻して、 0.20 ton/mm 以上の線荷重で1パス以上の圧延を施す。あるいは、上記仕上圧延終了後の冷却により、 250°C 以下まで冷却し、巻き取る前に、オンラインで、 0.20 ton/mm 以上の線荷重で1パス以上の圧延を施し、しかる後に巻き取ってもよい。

[0047] なお、上記した温度は鋼板の幅中央部の温度（表面温度）であり、上記した平均冷却速度は鋼板の幅中央部（表面）の冷却速度である。

[0048] 以下、仕上圧延、冷却条件の限定理由について説明する。

[0049] 仕上圧延終了温度： 890°C 以下

本発明では、アスペクト比の大きいオーステナイト粒の生成を促進するため、仕上圧延の圧延終了温度（仕上圧延終了温度）を 890°C 以下とする。仕上圧延終了温度が 890°C を超えると、オーステナイト粒の再結晶が顕著になり、アスペクト比の大きい旧オーステナイト粒を得ることができず、所望の鋼板組織を確保できなくなる。このため、仕上圧延終了温度は 890°C 以下に限定した。なお、好ましくは 870°C 以下、より好ましくは 850°C 以下、更に好ましくは 830°C 以下である。圧延終了後冷却開始時の鋼板温度の下限は限定しないが、鋼板の形状安定性の観点より、 700°C 以上とすることが好ましい。

[0050] 500°C までの冷却：平均冷却速度 10°C/s 以上

仕上圧延終了後、 500°C までの冷却が平均冷却速度 10°C/s 未満の冷却では、フェライト相やベイナイト相等が多量に生成して、所望の鋼板組織が得られない。このため、 500°C までの冷却の平均冷却速度は 10°C/s 以上に限定した。なお、好ましくは 20°C/s 以上、より好ましくは 30°C/s 以上である。また、平均冷却速度の上限は特に規定しないが、鋼板の形状安定性等の観点からは 1000°C/s 以下とすることが好ましい。

[0051] $M_s \sim (M_s - 200^\circ\text{C})$ 間の冷却：平均冷却速度 100°C/s 以上

$M_s \sim (M_s - 200^\circ\text{C})$ 間の冷却が平均冷却速度 100°C/s 未満の冷

却では、ベイナイト相が生成して所望の鋼板組織が得られない。このため、 $M_s \sim (M_s - 200^\circ\text{C})$ 間の冷却の平均冷却速度は $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上に限定した。なお、好ましくは $200^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、より好ましくは $300^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上である。平均冷却速度の上限は特に規定しないが、鋼板の形状安定性等の観点からは $1000^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。ただし、 $(M_s - 200^\circ\text{C})$ が巻取温度以下となる場合は、 $M_s \sim$ 巻取温度の間の平均冷却速度とする。なお、 M_s は、マルテンサイト変態が開始する温度である。変態点 (M_s 点) は、熱膨張測定装置 (フォーモスタ試験機: 商品名) を用いて、所定の加熱冷却サイクルを付与して得られた熱膨張・収縮曲線から求める。

[0052] 巻取温度: 250°C 以下

巻取温度が 250°C を超えると、ベイナイト相等が生成して、面積率で 95% 以上のマルテンサイト相を含む所望の鋼板組織が得られない。このため、巻取温度は 250°C 以下に限定した。なお、巻取温度は、好ましくは 200°C 以下、より好ましくは 180°C 以下である。

[0053] 圧延の線荷重: $0.20\text{ ton}/\text{mm}$ 以上

本発明では、巻取り後に、あるいは巻き取る前にオンラインで、1パス以上の圧延 (冷間あるいは温間) を施す。この圧延の目的は、転位同士がタングルした状態の転位組織を形成することにより、これにより、可動転位を極力抑制して、耐遅れ破壊性の低下を抑制する。圧延の線荷重が $0.20\text{ ton}/\text{mm}$ 未満では、可動転位のタングルが十分に生じないため、所望の耐遅れ破壊性を確保できない。このため、巻取り後巻き戻して、あるいは巻き取る前にオンラインで施す圧延の線荷重は $0.20\text{ ton}/\text{mm}$ 以上に限定した。なお、圧延の線荷重は好ましくは $0.30\text{ ton}/\text{mm}$ 以上、より好ましくは $0.40\text{ ton}/\text{mm}$ 以上である。

実施例

[0054] 表 1 に示す化学組成の鋼を真空溶解炉により溶製し、鋼塊としたのち、粗圧延を行ってスラブとした。得られたスラブに、 1250°C に加熱し仕上圧延を 7 パスとして、仕上圧延終了温度を表 2 に示す温度とする熱間圧延を施

した。ついで、表2に示す条件で仕上圧延終了後の冷却を施したのち、炉（炉温：表2に示す巻取温度）に挿入し、1時間保持した後に室温まで炉冷する巻取り相当処理を施し、熱延鋼板（板厚：3.0mm）とした。巻取り処理後、さらに、冷間で、表2に示す線荷重の圧延を施した。なお、一部（鋼板No. 20）では、巻取り処理を施す前に、250℃以下まで冷却しオンラインで、表2に示す線荷重で圧延を施したのち、炉（炉温：表2に示す巻取温度）に挿入し、1時間保持した後に室温まで炉冷する巻取り相当処理を施した。

[0055] 得られた熱延鋼板について、酸洗により酸化層を除去した後、組織観察、引張試験、応力緩和試験、遅れ破壊試験を実施した。試験方法は次の通りとした。

(1) 組織観察（各相の面積率）

得られた熱延鋼板よりサンプル（組織観察用試験片）を切り出し、圧延方向に平行な板厚断面を研磨し、腐食液（3%ナイトール）で腐食したのち、板厚1/4位置の組織を走査型電子顕微鏡SEM（倍率：1500倍）を用いて観察し、組織を各3視野撮影した。得られた2次電子像の画像データからMedia Cybernetics社製のImage-Proを用いて各相の面積率を求め、3視野の平均面積率を各相の面積率とした。ここでいう「各相の面積率」とは、観察視野全面積に占める各相の面積割合をいうものとする。なお、画像データにおいて、ポリゴナルフェライト相は黒、下部ベイナイト相は方位のそろった炭化物を含む灰色または明灰色、マルテンサイト相は複数の方位の炭化物を含む灰色または明灰色、あるいは炭化物を含まない白色または明灰色、残留オーステナイト相は炭化物を含まない白または明灰色、として区別される。マルテンサイト相と残留オーステナイト相は区別できない場合があるため、残留オーステナイト相はX線回折法で求め、得られた残留オーステナイト相の面積率を、SEM像から求めたマルテンサイト相と残留オーステナイト相の合計面積率から減じて、マルテンサイト相の面積率を算出した。なお、本発明においては、マルテンサイト相はオートテ

ンパードマルテンサイトや焼戻しマルテンサイトであっても構わない。炭化物は白色の点状または線状である。

[0056] 残留オーステナイト相の面積率は、X線回折法を用いて測定した。測定方法はつぎの通りとした。

[0057] 得られた熱延鋼板から、測定用試験片を採取し、該試験片の板厚の $1/4 + 0.1$ mmまで研削し、さらに化学研磨により 0.1 mm研磨した。この化学研磨面を測定面とし、X線回折装置でMoの $K\alpha 1$ 線を用い、fcc鉄（オーステナイト）の（200）面、（220）面、（311）面と、bcc鉄（フェライト）の（200）面、（211）面、（220）面の積分反射強度を測定した。得られたbcc鉄の各面からの積分反射強度に対するfcc鉄の各面からの積分反射強度の強度比から体積率を求め、これを残留オーステナイトの面積率とした。

[0058] 得られた各相の面積率を表3に示す。なお、マルテンサイト相、残留オーステナイト相以外の相の面積率は、合計して、その他の相合計面積率（%）として表示した。

[0059] また、上記した組織観察用試験片を用い、腐食液（ピクリン酸飽和水溶液＋界面活性剤＋シュウ酸）で腐食し、圧延方向に平行な板厚断面の板厚 $1/4$ 位置で、旧オーステナイト（ γ ）粒界を現出し、旧オーステナイト粒のアスペクト比（圧延方向長さ／板厚方向長さ）を測定した。測定した粒数は500個とし、その平均値を当該鋼板の旧オーステナイト粒の平均アスペクト比とした。

（2）引張試験

得られた熱延鋼板より、圧延方向に対して直角方向にJIS 5号引張試験片（JIS Z2201参照）を採取し、JIS Z2241の規定に準拠して、歪速度： $10 - 3/s$ で引張試験を行い、引張強さTSを求めた。なお、試験片の表裏面は酸洗ままとした。

（3）応力緩和試験

得られた熱延鋼板より、圧延方向に対して直角方向にJIS 5号引張試

験片（JIS Z 2201参照）を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して、歪速度：10-3/sで引張試験を行い、応力が400MPaに到達したところで歪の増加を停止し、5min間保持して400MPaからの応力低下値を求め、これを5min緩和応力値とした。なお、試験片の表裏面は酸洗ままとした。引張試験機はSHIMAZU製オートグラフAG-Xを用いた。

（4）遅れ破壊試験

得られた熱延鋼板より、圧延方向に対して直角方向に平行部の長さが15mm、平行部の幅が6mmの引張試験片を採取し、電解液（3%NaCl+0.3%NH₄SCN水溶液）中で水素チャージをしながら、引張速度：0.005mm/minとするSSRT試験（低歪速度引張試験）を行い、破断応力を求め、引張強さTSに対する破断応力の比（SSRT破断応力比）を算出した。なお、破断後のサンプルについて、ガスクロマトグラフィーによる昇温分析法（TDA）を用いて、破断時の拡散性水素量を測定した。ここでは、室温から210℃の間に離脱したトータル水素量を拡散性水素量とした。この拡散性水素量が0.80~1.20massppmの範囲である場合を、遅れ破壊試験条件が適合した試験と判定した。拡散性水素量が上記した範囲を外れた場合は水素チャージ条件を変更し、拡散性水素量が上記した範囲内となる条件で再度、遅れ破壊試験を実施した。なお、試験片の表裏面は0.3mmずつ研削加工して評価に供した。得られた破断応力が、引張強さTSの90%以上（SSRT破断応力比が90%以上）である場合を、耐遅れ破壊特性に優れるとした。

[0060] 得られた結果を表3に示す。

[0061]

[表1]

鋼 No.	化学成分 (質量%)											備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	A群 (Mo, V, Nb, Ti)	B群 (Cr, Ni, Cu)	C群 (B)	D群 (Ca, REM)	E群 (Sb, Sn)		N
A	0.08	0.50	3.1	0.015	0.0003	0.022	—	—	—	—	—	0.003	適合例
B	0.07	0.50	1.7	0.022	0.0025	0.035	Mo:0.1	Ni:0.5	B:0.0023	—	—	0.004	適合例
C	0.19	1.50	2.0	0.015	0.0019	0.030	—	—	—	—	—	0.005	適合例
D	0.20	1.00	2.5	0.010	0.0021	0.031	—	—	B:0.0035	—	—	0.003	適合例
E	0.11	0.10	2.0	0.005	0.0007	0.030	Mo:0.1, Ti:0.07	—	B:0.0018	—	Sb:0.01	0.004	適合例
F	0.17	0.70	1.3	0.010	0.0015	0.038	—	Cr:0.9	—	Ca:0.0015	—	0.003	適合例
G	0.15	0.20	3.0	0.015	0.0010	0.085	Nb:0.02	Cu:0.2	—	REM:0.001	Sn:0.01	0.003	適合例
H	0.06	0.30	2.5	0.010	0.0015	0.033	Mo:0.2, Ti:0.02	—	B:0.0020	—	—	0.006	比較例
I	0.23	0.50	3.0	0.011	0.0015	0.034	Ti:0.01	—	B:0.0005	—	—	0.002	比較例
J	0.11	3.10	2.2	0.010	0.0015	0.030	Ti:0.03	Ni:0.3	—	REM:0.002	—	0.003	比較例
K	0.15	0.50	0.9	0.012	0.0016	0.042	Mo:0.2	Ni:0.4, Cu:0.2	—	Ca:0.0010	—	0.003	比較例
L	0.15	1.00	4.5	0.010	0.0016	0.033	—	—	—	—	—	0.003	比較例
M	0.15	0.10	2.6	0.011	0.0015	1.500	Mo:0.2	—	B:0.0020	—	—	0.003	比較例

[0062] [表2]

鋼板 No.	鋼 No.	仕上圧延		圧延後冷却			巻取温度 (°C)	圧延		変態点 Ms (°C)	備考
		仕上圧延終了温度 (°C)	500°Cまでの平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	Ms~(Ms-200°C)間の平均冷却速度 (°C/s)	線荷重 (ton/mm)		パス回数 (回)			
1	A	830	30	500	500	80	1.00	1	400	本発明例	
2	A	900	30	500	500	80	1.00	1	400	比較例	
3	A	830	30	500	500	80	—	—	400	比較例	
4	B	850	50	450	300	25	0.80	1	449	本発明例	
5	B	850	50	450	50	25	0.80	1	446	比較例	
6	B	850	50	450	300	270	0.80	1	441	比較例	
7	C	890	100	400	150	150	0.40	1	403	本発明例	
8	C	890	100	400	150	150	0.15	1	403	比較例	
9	C	890	8	400	150	150	0.40	1	394	比較例	
10	D	850	15	450	100	200	0.25	2	379	本発明例	
11	E	860	30	500	200	250	0.80	1	431	本発明例	
12	F	880	15	500	200	150	0.60	1	430	本発明例	
13	G	820	50	450	200	130	1.20	1	379	本発明例	
14	H	870	15	500	200	200	0.50	1	431	比較例	
15	I	870	15	500	200	200	0.50	1	350	比較例	
16	J	870	15	500	200	200	0.50	1	398	比較例	
17	K	870	15	500	200	200	0.50	1	417	比較例	
18	L	870	15	500	200	100	0.50	1	320	比較例	
19	M	870	15	500	200	150	0.50	1	354	比較例	
20	A	830	30	500	500	*80	1.00	1	400	本発明例	

*)オンライン圧延したのち巻き取り

[0063]

[表3]

鋼板 No.	鋼 No.	鋼板組織				応力緩和 5min緩和応力値* (MPa)	引張強さ 引張強さTS (MPa)	耐遅れ破壊性 SSRT破断応力比 (%)	備考
		マルテンサイト相面積率 (%)	残留γ相面積率 (%)	その他の相合計面積率 (%)	旧γ粒の平均アスペクト比				
1	A	100	—	—	7.7	7	1198	96	本発明例
2	A	100	—	—	2.8	8	1203	86	比較例
3	A	100	—	—	7.5	21	1199	88	比較例
4	B	100	—	—	5.4	5	1188	99	本発明例
5	B	86	2	12	5.6	6	1156	99	比較例
6	B	72	3	25	5.8	5	1142	100	比較例
7	C	98	2	—	3.8	14	1565	93	本発明例
8	C	98	2	—	3.5	22	1560	85	比較例
9	C	84	4	12	3.7	16	1591	83	比較例
10	D	96	2	2	5.1	12	1534	95	本発明例
11	E	96	1	3	8.5	10	1326	99	本発明例
12	F	99	1	—	3.6	10	1467	94	本発明例
13	G	100	—	—	11.3	6	1428	100	本発明例
14	H	99	1	—	4.4	6	1160	100	比較例
15	I	98	2	—	3.9	10	1772	55	比較例
16	J	57	6	37	4.1	19	1221	86	比較例
17	K	55	4	41	6.9	23	1206	77	比較例
18	L	97	3	—	8.9	16	1489	82	比較例
19	M	52	5	43	5.4	15	1265	80	比較例
20	A	100	—	—	7.8	8	1200	96	本発明例

*)400MPa付与時

本発明例はいずれも、引張強さTS：1180MPa以上の高強度と、SSRT破断応力比が90%以上の優れた耐遅れ破壊性と、を兼備する高強度

熱延鋼板である。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、所望の高強度が得られていないか、優れた耐遅れ破壊性が得られていない。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.07 ~ 0.20%、

Si : 1.50%以下、

Mn : 1.0 ~ 4.0%、

P : 0.030%以下、

S : 0.0030%以下、

Al : 0.010 ~ 1.000%

を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる化学組成と、

鋼板の板厚1/4位置において、面積率で95%以上のマルテンサイト相を含み、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が3.0以上である組織と、を有し、応力緩和試験における400MPa付与時の5min緩和応力値が20MPa以下で、引張強さが1180MPa以上である高強度熱延鋼板。

[請求項2]

前記化学組成に加えてさらに、下記A群~E群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有する請求項1に記載の高強度熱延鋼板。

A群：質量%で、Mo : 0.005 ~ 2.0%、V : 0.005 ~ 2.0%、Nb : 0.005 ~ 0.20%、Ti : 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上

B群：質量%で、Cr : 0.005 ~ 2.0%、Ni : 0.005 ~ 2.0%、Cu : 0.005 ~ 2.0%の内から選ばれた1種または2種以上

C群：質量%で、B : 0.0001 ~ 0.0050%

D群：質量%で、Ca : 0.0001 ~ 0.0050%、REM : 0.0001 ~ 0.0050%の内から選ばれた1種または2種

E群：質量%で、Sb : 0.0010 ~ 0.10%、Sn : 0.0010 ~ 0.50%のうちから選ばれた1種または2種

[請求項3]

前記組織に加えてさらに、面積率で、5%以下の残留オーステナイ

ト相を含む請求項 1 または 2 に記載の高強度熱延鋼板。

[請求項4]

鋼素材を、加熱し粗圧延、および仕上圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材が、請求項 1 または 2 に記載の化学組成を有する鋼素材であり、

前記仕上圧延が、仕上圧延終了温度を 890°C 以下とする圧延であり、

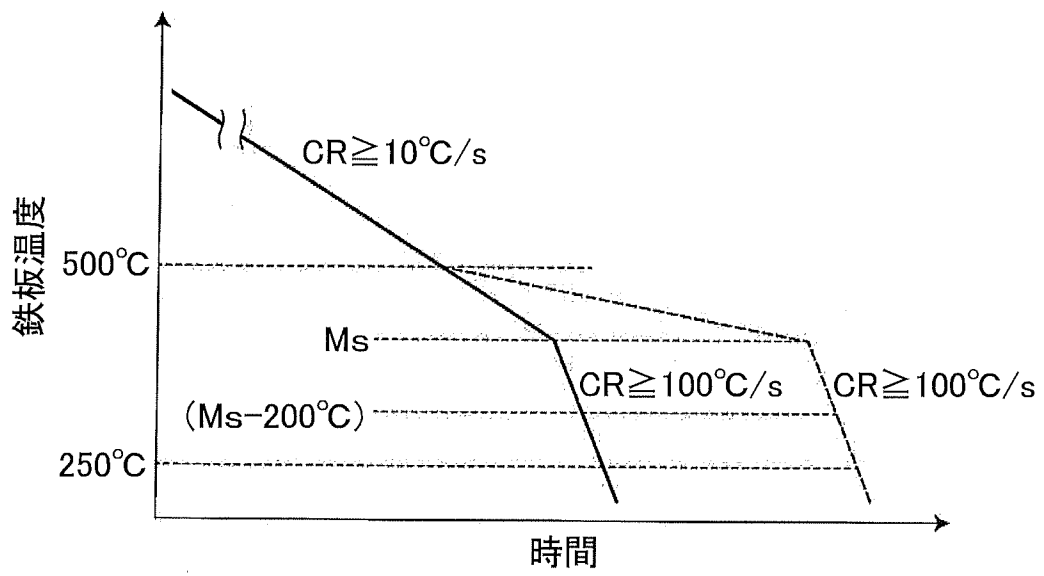
、

前記仕上圧延終了後の冷却を、 500°C までを平均冷却速度： $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却とし、且つ $M_s \sim (M_s - 200^{\circ}\text{C})$ 間を平均冷却速度： $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却として、巻取温度： 250°C 以下で巻き取り、その後、線荷重： $0.20\text{ ton}/\text{mm}$ 以上の圧延を 1 パス以上施す、または、

前記仕上圧延終了後の冷却により、 250°C 以下まで冷却した後、巻き取る前に、前記線荷重： $0.20\text{ ton}/\text{mm}$ 以上の圧延を 1 パス以上施し、しかる後に巻き取る、

高強度熱延鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2021/010938

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
 FI: C22C38/00 301W; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 S
 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)
 C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60

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

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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 2017-179540 A (JFE STEEL CORPORATION) 05 October 2017 (2017-10-05) entire text	1-4
A	JP 2016-211073 A (JFE STEEL CORPORATION) 15 December 2016 (2016-12-15) entire text	1-4
A	JP 2011-52321 A (JFE STEEL CORPORATION) 17 March 2011 (2011-03-17) entire text	1-4
A	WO 2019/031583 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 14 February 2019 (2019-02-14) entire text	1-4
A	US 2014/0299237 A1 (RAUTARUUKKI OYJ) 09 October 2014 (2014-10-09) entire text, all drawings	1-4

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

* Special categories of cited documents:	"I" 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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 26 May 2021 (26.05.2021)	Date of mailing of the international search report 08 June 2021 (08.06.2021)
---	---

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2021/010938

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 2017-179540 A	05 Oct. 2017	(Family: none)	
JP 2016-211073 A	15 Dec. 2016	(Family: none)	
JP 2011-52321 A	17 Mar. 2011	(Family: none)	
WO 2019/031583 A1	14 Feb. 2019	US 2020/0224294 A1 entire text EP 3666916 A1 TW 201910534 A KR 10-2020-0011458 A CN 110832095 A BR 112019026926 A2 MX 2019015358 A	
US 2014/0299237 A1	09 Oct. 2014	WO 2013/004910 A1 entire text, all drawings EP 2726637 A1 FI 20115702 A CN 103732764 A RU 2014101779 A BR 112013033860 A2 ES 2706448 T3 IN 193MUN2014 A	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301W; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 S		
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）） C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00-C22C38/60 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 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021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 2017-179540 A (JFEスチール株式会社) 05.10.2017 (2017-10-05) 全文	1-4
A	JP 2016-211073 A (JFEスチール株式会社) 15.12.2016 (2016-12-15) 全文	1-4
A	JP 2011-52321 A (JFEスチール株式会社) 17.03.2011 (2011-03-17) 全文	1-4
A	WO 2019/031583 A1 (新日鐵住金株式会社) 14.02.2019 (2019-02-14) 全文	1-4
A	US 2014/0299237 A1 (RAUTARUUKKI OYJ) 09.10.2014 (2014-10-09) 全文, 全図	1-4
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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、一般的な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抵触するものではなく、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 26.05.2021	国際調査報告の発送日 08.06.2021	
名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 葉子 4K 3557 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2021/010938

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2017-179540 A	05.10.2017	(ファミリーなし)	
JP 2016-211073 A	15.12.2016	(ファミリーなし)	
JP 2011-52321 A	17.03.2011	(ファミリーなし)	
WO 2019/031583 A1	14.02.2019	US 2020/0224294 A1 全文	
		EP 3666916 A1	
		TW 201910534 A	
		KR 10-2020-0011458 A	
		CN 110832095 A	
		BR 112019026926 A2	
		MX 2019015358 A	
US 2014/0299237 A1	09.10.2014	WO 2013/004910 A1 全文, 全図	
		EP 2726637 A1	
		FI 20115702 A	
		CN 103732764 A	
		RU 2014101779 A	
		BR 112013033860 A2	
		ES 2706448 T3	
		IN 193MUN2014 A	