

(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
2020年9月10日(10.09.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/179292 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2020/003340
- (22) 国際出願日: 2020年1月30日(30.01.2020)
- (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 2019-040857 2019年3月6日(06.03.2019) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 首藤 洋志 (SHUTO Hiroshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 林 宏太郎 (HAYASHI Koutarou); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 海藤 宏志 (KAIDO Hiroshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 榎原 章文 (SAKAKIBARA Akifumi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 安藤 洵 (ANDO Jun); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 安里 哲 (ASATO Tetsu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (TANAI Sumio et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 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, 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))

(54) Title: HOT ROLLED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 熱延鋼板

(57) Abstract: This hot rolled steel sheet has a predetermined chemical composition, wherein, in the metal structure of the steel sheet, the area% of retained austenite is 3.0% or more, L_{52}/L_7 is 0.10-0.18, which is the ratio of a length L_{52} of a grain boundary in which the crystal orientation difference is 52° and a length L_7 of a grain boundary in which the crystal orientation difference is 7° when the $\langle 110 \rangle$ direction is defined as an axis, the standard deviation of a Mn concentration is 0.60 mass% or less, and the tensile strength of the steel sheet is 980 MPa or more.

(57) 要約: この熱延鋼板は、所定の化学組成を有し、金属組織において、残留オーステナイトが面積%で3.0%以上であり、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さ L_{52} と結晶方位差が 7° である粒界の長さ L_7 との比である L_{52}/L_7 が0.10以上0.18以下であり、Mn濃度の標準偏差が0.60質量%以下であり、引張強さが980MPa以上である。

WO 2020/179292 A1

明 細 書

発明の名称：熱延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、熱延鋼板に関する。具体的には、プレス加工等により様々な形状に成形して利用される熱延鋼板、特に、高強度であり、且つ延性およびせん断加工性に優れた熱延鋼板に関する。

本願は、2019年3月6日に、日本に出願された特願2019-040857号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、地球環境保護の観点から、多くの分野において炭酸ガス排出量の削減が取り組まれている。自動車メーカーにおいても低燃費化を目的とした車体軽量化の技術開発が盛んに行われている。しかし、乗員の安全確保のために耐衝突特性の向上にも重点が置かれるため、車体軽量化は容易ではない。

[0003] そこで、車体軽量化と耐衝突特性とを両立させるべく、高強度鋼板を用いて部材を薄肉化することが検討されている。このため、高い強度と優れた成形性とを兼備する鋼板が強く望まれており、これらの要求に応えるべく、幾つかの技術が従来から提案されている。なかでも、残留オーステナイトを含有する鋼板は、変態誘起塑性（TRIP）により優れた延性を示すことから、これまでも多くの検討がなされている。

[0004] 例えば、特許文献1には、平均結晶粒径が10 μ m以下であるフェライト中に平均結晶粒径が5 μ m以下である残留オーステナイトを分散させた、耐衝突安全性および成形性に優れた自動車用高強度鋼板が開示されている。金属組織に残留オーステナイトを含む鋼板では、加工中にオーステナイトがマルテンサイト変態して、変態誘起塑性により大きな伸びを示すものの、硬質なマルテンサイトの生成により穴拡げ性が損なわれる。特許文献1には、フェライトおよび残留オーステナイトを微細化することにより、延性のみならず穴拡げ性も向上する、と開示されている。

[0005] 特許文献2には、結晶粒内に残留オーステナイトおよび／またはマルテンサイトからなる第二相を微細に分散させた、伸びおよび伸びフランジ性に優れた引張強度が980MPa以上の高強度鋼板が開示されている。

[0006] 特許文献3および4には、延性および伸びフランジ性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法が開示されている。特許文献3には、熱間圧延完了後1秒間以内に720℃以下の温度域まで冷却し、500℃超720℃以下の温度域に1～20秒間の滞在時間で滞在させた後、350～500℃の温度域で巻き取る、延性および伸びフランジ性が良好な高強度熱延鋼板の製造方法が開示されている。また、特許文献4には、ベイナイトを主体とし、適量のポリゴナルフェライトと残留オーステナイトとを有するとともに、残留オーステナイトを除く鋼組織において15°以上の結晶方位差を有する粒界で囲まれる粒の平均粒径が15μm以下である、延性および伸びフランジ性が良好な高強度熱延鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：日本国特開平11-61326号公報

特許文献2：日本国特許第4109619号公報

特許文献3：日本国特許第5655712号公報

特許文献4：日本国特許第6241273号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 自動車部材には様々な加工様式があるため、要求される成形性は適用される部材により異なるが、その中でも延性は成形性の重要な指標として位置付けられている。また、自動車部材はプレス成形によって成形されるが、そのプレス成形のブランク板は生産性が高いせん断加工によって製造されることが多い。特に980MPa以上の高強度鋼板では、せん断加工後のコイニング等の後処理に必要な荷重が大きくなるため、せん断加工後の端面の高低差

を特に高い精度で制御することが望まれている。

[0009] 特許文献1～4に開示された技術は、いずれも延性および伸び穴拡げ性のプレス成形性を向上させる技術ではあるが、せん断加工性を向上させる技術については言及がなく、部材をプレス成形する段階で後処理が必要となり、製造コストが上昇すると推測される。

[0010] 本発明は、従来技術の上記課題に鑑みてなされたものであり、高い強度を有するとともに、優れた延性およびせん断加工性を有する熱延鋼板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

[0011] 本発明者らは、上述の課題に鑑み、熱延鋼板の化学組成および金属組織と機械特性との関係について鋭意研究を重ねた結果、以下の知見(a)～(h)を得て、本発明を完成した。なお、優れたせん断加工性を有するとは、せん断加工後の端面の高低差が小さいことを示す。また、高い強度を有する、または優れた強度を有するとは、引張(最大)強さが980MPa以上であることを示す。

[0012] (a) 優れた引張(最大)強さを得るためには、金属組織の母相組織は硬質であることが好ましい。すなわち、フェライトやベイナイト等の軟質な組織分率はなるべく小さいことが好ましい。

[0013] (b) しかし、硬質な組織は延性に乏しい組織であるため、単にこれらを主体とする金属組織とするだけでは、優れた延性を確保することができない。

[0014] (c) 高強度の熱延鋼板に優れた延性も兼備させるためには、変態誘起塑性(TRIP)により延性を高めることができる適量の残留オーステナイトを含有させることが効果的である。

[0015] (d) 残留オーステナイトを室温で安定化させるためには、巻取中にベイナイトおよび焼き戻しマルテンサイトから拡散したCを、オーステナイト中に濃縮させることが効果的である。そのため、ベイナイトおよび焼き戻しマルテンサイトの変態が停留した後に、最低限の保持時間を確保することが効果的である。ただし、長時間保持し過ぎるとオーステナイトが分解し、残留オ

ーステナイト量は減少するため、適切な保持時間とすることが効果的である。

[0016] (e) 硬質な組織は一般的に600℃以下の相変態において形成されるが、この温度域においては<110>方向を軸として結晶方位差が52°である粒界および結晶方位差が7°である粒界が多量に形成される。

[0017] (f) <110>方向を軸として結晶方位差が7°である粒界の生成時には、硬質組織中に転位が蓄積されにくい。そのため、<110>方向を軸として結晶方位差が7°である粒界の密度が多く、且つ均一に分散している金属組織、すなわち<110>方向を軸として結晶方位差が7°である粒界の合計の長さが大きい金属組織では、せん断加工時に金属組織中への転位の導入が容易であり、せん断加工中の材料の変形が促進される。その結果、せん断加工後の端面の高低差が抑制される。

[0018] (g) <110>方向を軸として結晶方位差が7°である粒界および結晶方位差が52°である粒界を均一に分散させるには、Mn濃度の標準偏差を一定値以下とする必要がある。Mn濃度の標準偏差を一定値以下とするためには、スラブ加熱の際に700℃～850℃の温度域で900秒以上滞留させ、1100℃以上で6000秒以上保持し、かつ850℃～1100℃の温度域で合計90%以上の板厚減となるような熱間圧延を行うことが効果的である。700℃～850℃の温度域における滞留時間および850℃～1100℃の温度域における板厚減を好ましく制御することで、Mnのミクロ偏析が小さくなるため、Mn濃度の標準偏差を一定値以下とすることができる。その結果、<110>方向を軸として結晶方位差が7°である粒界および結晶方位差が52°である粒界を均一に分布させることができ、せん断加工後の端面の高低差を小さくすることができる。

[0019] (h) <110>方向を軸として、結晶方位差が7°である粒界の長さを増大させ、結晶方位差が52°である粒界の長さを減少させるには、巻取り温度を所定温度以上とすることが効果的である。

[0020] 上記知見に基づいてなされた本発明の要旨は、以下の通りである。

[0021] (1) 本発明の一態様に係る熱延鋼板は、化学組成が、質量%で、

C : 0.100~0.250%、

Si : 0.05~3.00%、

Mn : 1.00~4.00%、

sol. Al : 0.001~2.000%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0300%以下、

N : 0.1000%以下、

O : 0.0100%以下、

Ti : 0~0.300%、

Nb : 0~0.100%、

V : 0~0.500%、

Cu : 0~2.00%、

Cr : 0~2.00%、

Mo : 0~1.000%、

Ni : 0~2.00%、

B : 0~0.0100%、

Ca : 0~0.0200%、

Mg : 0~0.0200%、

REM : 0~0.1000%、

Bi : 0~0.020%、

Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上：合計で0~1.00%、並びに

Sn : 0~0.050%

を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、

圧延方向に平行な断面で、表面から板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置における金属組織において、

残留オーステナイトが面積%で3.0%以上であり、

<110>方向を軸として、結晶方位差が 5.2° である粒界の長さ $L_{5.2}$ と結晶方位差が 7° である粒界の長さ L_7 との比である $L_{5.2}/L_7$ が 0.10 以上 0.18 以下であり、

Mn濃度の標準偏差が 0.60 質量%以下であり、

引張強さが 980 MPa以上であることを特徴とする。

(2) 上記(1)に記載の熱延鋼板は、前記化学組成が、質量%で、

Ti : $0.005 \sim 0.300\%$ 、

Nb : $0.005 \sim 0.100\%$ 、

V : $0.005 \sim 0.500\%$ 、

Cu : $0.01 \sim 2.00\%$ 、

Cr : $0.01 \sim 2.00\%$ 、

Mo : $0.010 \sim 1.000\%$ 、

Ni : $0.02 \sim 2.00\%$ 、

B : $0.0001 \sim 0.0100\%$ 、

Ca : $0.0005 \sim 0.0200\%$ 、

Mg : $0.0005 \sim 0.0200\%$ 、

REM : $0.0005 \sim 0.1000\%$ 、および

Bi : $0.0005 \sim 0.020\%$

からなる群から選択される1種または2種以上を含有してもよい。

発明の効果

[0022] 本発明に係る上記態様によれば、優れた強度、延性およびせん断加工性を有する熱延鋼板を得ることができる。本発明の上記態様に係る熱延鋼板は、自動車部材、機械構造部材さらには建築部材に用いられる工業用素材として好適である。

図面の簡単な説明

[0023] [図1]せん断加工後の端面の高低差の測定方法を説明するための図である。

発明を実施するための形態

[0024] 本実施形態に係る熱延鋼板（以下、単に鋼板と記載する場合がある）の化

学組成および金属組織について、以下により具体的に説明する。ただし、本発明は本実施形態に開示の構成のみに制限されることなく、本発明の趣旨を逸脱しない範囲で種々の変更が可能である。

以下に記載する数値限定範囲には、下限値および上限値がその範囲に含まれる。「未満」または「超」と示す数値には、その値が数値範囲に含まれない。以下の説明において、熱延鋼板の化学組成に関する％は特に指定しない限り質量％である。

[0025] 1. 化学組成

本実施形態に係る熱延鋼板は、質量％で、C : 0.100~0.250%、Si : 0.05~3.00%、Mn : 1.00~4.00%、sol. Al : 0.001~2.000%、P : 0.100%以下、S : 0.0300%以下、N : 0.1000%以下、O : 0.0100%以下、並びに、残部 : Feおよび不純物を含む。以下に各元素について詳細に説明する。

[0026] (1-1) C : 0.100~0.250%

Cは、残留オーステナイトを安定化する作用を有する。C含有量が0.100%未満では、所望の残留オーステナイトの面積分率を得ることが困難となる。したがって、C含有量は0.100%以上とする。C含有量は、好ましくは0.120%以上、更に好ましくは0.150%以上である。一方、C含有量が0.250%超では、パーライトが優先的に生成して残留オーステナイトの生成が不十分となり、所望の残留オーステナイトの面積分率を得ることが困難となる。したがって、C含有量は0.250%以下とする。C含有量は好ましくは0.220%以下である。

[0027] (1-2) Si : 0.05~3.00%

Siは、セメンタイトの析出を遅延させる作用を有する。この作用により、オーステナイトが未変態で残留する量、すなわち残留オーステナイトの面積分率を高めることができ、また固溶強化により鋼板の強度を高めることができる。また、Siは脱酸により鋼を健全化する（鋼にブローホールなどの欠陥が生じることを抑制する）作用を有する。Si含有量が0.05%未満

では、上記作用による効果を得ることができない。したがって、Si含有量は0.05%以上とする。Si含有量は、好ましくは0.50%以上、1.00%以上である。しかし、Si含有量が3.00%超では、鋼板の表面性状および化成処理性、さらには延性および溶接性が著しく劣化するとともに、 A_3 変態点が著しく上昇する。これにより、安定して熱間圧延を行うことが困難になる。したがって、Si含有量は3.00%以下とする。Si含有量は、好ましくは2.70%以下、2.50%以下である。

[0028] (1-3) Mn : 1.00~4.00%

Mnは、フェライト変態を抑制して鋼板を高強度化する作用を有する。Mn含有量が1.00%未満では、980MPa以上の引張強さを得ることができない。したがって、Mn含有量は1.00%以上とする。Mn含有量は、好ましくは1.50%以上であり、より好ましくは1.80%以上である。一方、Mn含有量が4.00%超では、ベイナイト変態が遅延することで、オーステナイトへの炭素濃化が促進されず、残留オーステナイトの生成が不十分となり、所望の残留オーステナイトの面積分率を得ることが困難となる。更に、残留オーステナイト中のC濃度を高めることが困難となる。したがって、Mn含有量は4.00%以下とする。Mn含有量は、好ましくは3.70%以下、3.50%以下である。

[0029] (1-4) sol. Al : 0.001~2.000%

Alは、Siと同様に、鋼を脱酸して鋼板を健全化する作用を有するとともに、オーステナイトからのセメンタイトの析出を抑制することで、残留オーステナイトの生成を促進する作用を有する。sol. Al含有量が0.001%未満では上記作用による効果を得ることができない。したがって、sol. Al含有量は、0.001%以上とする。sol. Al含有量は、好ましくは0.010%以上である。一方、sol. Al含有量が2.000%超では、上記効果が飽和するとともに経済的に好ましくないため、sol. Al含有量は2.000%以下とする。sol. Al含有量は、好ましくは1.500%以下、1.300%以下である。

[0030] (1-5) P : 0.100%以下

Pは、一般的に不純物として含有される元素であるが、固溶強化により強度を高める作用を有する元素でもある。したがって、Pを積極的に含有させてもよいが、Pは偏析し易い元素であり、P含有量が0.100%を超えると、粒界偏析に起因する成形性および靱性の低下が顕著となる。したがって、P含有量は、0.100%以下に制限する。P含有量は、好ましくは0.030%以下である。P含有量の下限は特に規定する必要はないが、精錬コストの観点から、0.001%とすることが好ましい。

[0031] (1-6) S : 0.0300%以下

Sは、不純物として含有される元素であり、鋼中に硫化物系介在物を形成して熱延鋼板の成形性を低下させる。S含有量が0.0300%を超えると、鋼板の成形性が著しく低下する。したがって、S含有量は0.0300%以下に制限する。S含有量は、好ましくは0.0050%以下である。S含有量の下限は特に規定する必要はないが、精錬コストの観点から、0.0001%とすることが好ましい。

[0032] (1-7) N : 0.1000%以下

Nは、不純物として鋼中に含有される元素であり、鋼板の成形性を低下させる作用を有する。N含有量が0.1000%超では、鋼板の成形性が著しく低下する。したがって、N含有量は0.1000%以下とする。N含有量は、好ましくは0.0800%以下であり、さらに好ましくは0.0700%以下である。N含有量の下限は特に規定する必要はないが、後述するようにTi、NbおよびVの1種または2種以上を含有させて金属組織の微細化を図る場合には、炭窒化物の析出を促進させるためにN含有量は0.0010%以上とすることが好ましく、0.0020%以上とすることがより好ましい。

[0033] (1-8) O : 0.0100%以下

Oは、鋼中に多く含まれると破壊の起点となる粗大な酸化物を形成し、脆性破壊や水素誘起割れを引き起こす。そのため、O含有量は0.0100%

以下に制限する。O含有量は、0.0080%以下、0.0050%以下とすることが好ましい。溶鋼の脱酸時に微細な酸化物を多数分散させるために、O含有量は0.0005%以上、0.0010%以上としてもよい。

[0034] 本実施形態に係る熱延鋼板の化学組成の残部は、Feおよび不純物からなる。本実施形態において、不純物とは、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境等から混入されるものであって、本実施形態に係る熱延鋼板に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0035] 本実施形態に係る熱延鋼板は、上記元素に加え、Ti、Nb、V、Cu、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、REM、Bi、Zr、Co、Zn、WおよびSnを任意元素として含有してもよい。上記任意元素を含有させない場合の含有量の下限は0%である。以下、上記任意元素について詳細に説明する。

[0036] (1-9) Ti : 0.005~0.300%、Nb : 0.005~0.100%およびV : 0.005~0.500%

Ti、NbおよびVは、いずれも、鋼中に炭化物または窒化物として析出し、ピン止め効果によって金属組織を微細化する作用を有するため、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。上記作用による効果をより確実に得るためには、Ti含有量を0.005%以上とするか、Nb含有量を0.005%以上とするか、あるいはV含有量を0.005%以上とすることが好ましい。しかし、これらの元素を過剰に含有させても、上記作用による効果が飽和して経済的に好ましくない。したがって、Ti含有量は0.300%以下とし、Nb含有量は0.100%以下とし、V含有量は0.500%以下とする。

[0037] (1-10) Cu : 0.01~2.00%、Cr : 0.01~2.00%、Mo : 0.010~1.000%、Ni : 0.02~2.00%およびB : 0.0001~0.0100%

Cu、Cr、Mo、NiおよびBは、いずれも、鋼板の焼入性を高める作用を有する。また、CrおよびNiは残留オーステナイトを安定化させる作

用を有し、CuおよびMoは鋼中に炭化物を析出して強度を高める作用を有する。さらに、Niは、Cuを含有させる場合においては、Cuに起因するスラブの粒界割れを効果的に抑制する作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。

[0038] Cuは、鋼板の焼入れ性を高める作用および低温で鋼中に炭化物として析出して鋼板の強度を高める作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Cu含有量は0.01%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ましい。しかし、Cu含有量が2.00%超では、スラブの粒界割れが生じる場合がある。したがって、Cu含有量は2.00%以下とする。Cu含有量は、好ましくは1.50%以下、1.00%以下である。

[0039] 上述したようにCrは、鋼板の焼入性を高める作用および残留オーステナイトを安定化させる作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Cr含有量を0.01%以上、0.05%以上とすることが好ましい。しかし、Cr含有量が2.00%超では、鋼板の化成処理性が著しく低下する。したがって、Cr含有量は2.00%以下とする。

[0040] 上述したようにMoは、鋼板の焼入性を高める作用および鋼中に炭化物を析出して強度を高める作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Mo含有量を0.010%以上、0.020%以上とすることが好ましい。しかし、Mo含有量を1.000%超としても上記作用による効果は飽和して経済的に好ましくない。したがって、Mo含有量は1.000%以下とする。Mo含有量は、好ましくは0.500%以下、0.200%以下である。

[0041] 上述したようにNiは、鋼板の焼入性を高める作用を有する。またNiは、Cuを含有させる場合においては、Cuに起因するスラブの粒界割れを効果的に抑制する作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Ni含有量を0.02%以上とすることが好ましい。Niは、高価な元素であるため、多量に含有させることは経済的に好ましくない。したがって

、Ni含有量は2.00%以下とする。

[0042] 上述したようにBは、鋼板の焼入れ性を高める作用を有する。この作用による効果をより確実に得るためには、B含有量を0.0001%以上、0.0002%以上とすることが好ましい。しかし、B含有量が0.0100%超では、鋼板の成形性が著しく低下するため、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は、0.0050%以下とすることが好ましい。

[0043] (1-11) Ca: 0.0005~0.0200%、Mg: 0.0005~0.0200%、REM: 0.0005~0.1000%およびBi: 0.0005~0.020%

Ca、MgおよびREMは、いずれも、介在物の形状を好ましい形状に調整することにより、鋼板の成形性を高める作用を有する。また、Biは、凝固組織を微細化することにより、鋼板の成形性を高める作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。上記作用による効果をより確実に得るためには、Ca、Mg、REMおよびBiのいずれか1種以上を0.0005%以上とすることが好ましい。しかし、Ca含有量またはMg含有量が0.0200%を超えると、あるいはREM含有量が0.1000%を超えると、鋼中に介在物が過剰に生成され、却って鋼板の成形性を低下させる場合がある。また、Bi含有量を0.020%超としても、上記作用による効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。したがって、Ca含有量、Mg含有量を0.0200%以下、REM含有量を0.1000%以下、並びにBi含有量を0.020%以下とする。Bi含有量は、好ましくは0.010%以下である。

ここで、REMは、Sc、Yおよびランタノイドからなる合計17元素を指し、上記REMの含有量は、これらの元素の含有量の合計を指す。ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。

[0044] (1-12) Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上: 合計で0~1.00%およびSn: 0~0.050%

Zr、Co、ZnおよびWについて、本発明者らは、これらの元素を合計

で1.00%以下含有させても、本実施形態に係る熱延鋼板の効果は損なわれないことを確認している。そのため、Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上を合計で1.00%以下含有させてもよい。

また、本発明者らは、Snを少量含有させても本実施形態に係る熱延鋼板の効果は損なわれないことを確認しているが、熱間圧延時に疵が発生する場合があるため、Sn含有量は0.050%以下とする。

[0045] 上述した熱延鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、ICP-AES (Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry) を用いて測定すればよい。なお、sol. Alは、試料を酸で加熱分解した後の濾液を用いてICP-AESによって測定すればよい。CおよびSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用いて測定すればよい。

[0046] 2. 熱延鋼板の金属組織

次に、本実施形態に係る熱延鋼板の金属組織について説明する。

本実施形態に係る熱延鋼板は、上述の化学組成を有し、圧延方向に平行な断面で、表面から板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置における金属組織において、残留オーステナイトが面積%で3.0%以上であり、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さ L_{52} と、結晶方位差が 7° である粒界の長さ L_7 との比である L_{52}/L_7 が0.10以上0.18以下であり、Mn濃度の標準偏差が0.60質量%以下である。そのため、本実施形態に係る熱延鋼板では、優れた強度、延性およびせん断加工性を得ることができる。

なお、本実施形態において、圧延方向に平行な断面の、表面から板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置における金属組織を規定する理由は、この位置における金属組織が、鋼板の代表的な金属組織を示すからである。

[0047] (2-1) 残留オーステナイトの面積分率：3.0%以上

残留オーステナイトは室温でも面心立方格子として存在する金属組織であ

る。残留オーステナイトは、変態誘起塑性（TRIP）により鋼板の延性を高める作用を有する。残留オーステナイトの面積分率が3.0%未満では、上記作用による効果を得ることができず、鋼板の延性が劣化する。したがって、残留オーステナイトの面積分率は3.0%以上とする。残留オーステナイトの面積分率は、好ましくは5.0%以上、より好ましくは7.0%以上、さらに好ましくは8.0%以上である。残留オーステナイトの面積分率の上限は特に規定する必要はないが、本実施形態に係る熱延鋼板の化学組成において確保し得る残留オーステナイトの面積分率は概ね20.0%であるため、残留オーステナイトの面積分率の上限を20.0%としてもよい。残留オーステナイトの面積分率は、15.0%以下としてもよい。

[0048] 本実施形態に係る熱延鋼板は、引張強さが980MPa以上であれば、残留オーステナイト以外の金属組織は特に限定されない。残留オーステナイト以外の金属組織として、合計の面積分率が80.0~97.0%のマルテンサイト、ベイナイトおよびオートテンパーマルテンサイトからなる低温相が含まれてもよい。

[0049] 残留オーステナイトの面積分率の測定方法には、X線回折、EBSP（電子後方散乱回折像、Electron Back Scattering Diffraction Pattern）解析、磁気測定による方法などがあり、測定方法によって測定値が異なる場合がある。本実施形態では、残留オーステナイトの面積分率はX線回折により測定する。

本実施形態におけるX線回折による残留オーステナイトの面積分率の測定では、まず、鋼板の板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置における、圧延方向に平行な断面において、Co-K α 線を用いて、 α （110）、 α （200）、 α （211）、 γ （111）、 γ （200）、 γ （220）の計6ピークの積分強度を求め、強度平均法を用いて算出することで、残留オーステナイトの面積分率を得る。残留オーステナイト以外の金属組織の面積分率は、100.0%から、残留オーステナイトの面積分率を引くことで得ればよい。

[0050] (2-2) $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さ L_{52} と結晶方位差が 7° である粒界の長さ L_7 との比である L_{52}/L_7 : 0.10以上0.18以下

980MPa以上の高強度を得るには、母相を硬質な組織にする必要がある。硬質な組織は一般的に 600°C 以下の相変態において形成される。 600°C 以下の温度域においては、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界および結晶方位差が 7° である粒界が多量に形成される。 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 7° である粒界の生成時には、硬質組織中に転位が蓄積されにくい。そのため、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として結晶方位差が 7° である粒界の密度が多く、且つ均一に分散している、すなわち $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として結晶方位差が 7° である粒界の合計の長さが大きい金属組織では、せん断加工時に金属組織中への転位の導入が容易であり、せん断加工中の材料の変形が促進される。その結果、せん断加工後の端面の高低差が抑制される。

[0051] 一方、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界においては、硬質相中に転位が蓄積されやすい。そのため、せん断加工時に金属組織中への転位導入が難しく、せん断加工中に材料がすぐに破断してしまうため、せん断加工後の端面の高低差が大きくなる。よって、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さを L_{52} とし、結晶方位差が 7° である粒界の長さを L_7 としたとき、せん断加工後の端面の高低差は L_{52}/L_7 によって支配される。 L_{52}/L_7 が0.10未満の場合、硬質相中に転位が極めて蓄積されにくいため、熱延鋼板の引張強さを980MPa以上とすることができない。また、 L_{52}/L_7 が0.18超である場合には、せん断加工後の端面の高低差が大きくなる。よって、所望の強度を得つつ、せん断加工後の端面の高低差を小さくするために、 L_{52}/L_7 を0.10以上0.18以下とする必要がある。

[0052] なお、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として結晶方位差が X° である粒界とは、ある粒界で隣接する二つの結晶粒Aと結晶粒Bとを特定したとき、片方の結晶粒

Bを $\langle 110 \rangle$ 軸に X° 回転させることによって、結晶粒Aおよび結晶粒Bの結晶方位が一致する結晶学的関係を有する粒界のことをいう。ただし、結晶方位の測定精度を考慮すると、一致する方位関係から $\pm 4^\circ$ の方位差を許容する。

[0053] 本実施形態では、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さ L_{52} および結晶方位差が 7° である粒界の長さを L_7 をEBSP-OIM (Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy) 法を用いて測定する。EBSP-OIM法では、走査型電子顕微鏡 (SEM) 内で高傾斜した試料に電子線を照射し、後方散乱して形成された菊池パターンを高感度カメラで撮影し、撮影写真をコンピュータで画像処理する事により、照射点の結晶方位を短待間で測定することができる。EBSP-OIM法は、走査型電子顕微鏡とEBSP解析装置とを組み合わせた装置及びAMETEK社製のOIM Analysis (登録商標) を用いて行う。EBSP-OIM法では、試料表面の微細構造並びに結晶方位を解析できるため、特定の結晶方位差を持つ粒界の長さを定量的に求めることができる。また、EBSP-OIM法の分析可能エリアは、SEMで観察できる領域である。SEMの分解能にもよるが、EBSP-OIM法によれば、最小 20nm の分解能で分析できる。

[0054] 圧延方向に平行な断面における、鋼板表面から板厚の $1/4$ 深さ且つ板幅方向中央位置における金属組織の特定粒界の長さの測定に当たっては、 1200 倍の倍率、 $40\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ の領域で、少なくとも5視野において解析を行い、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さの平均値を算出することで、 L_{52} を得る。同様に、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、結晶方位差が 7° である粒界の長さの平均値を算出することで、 L_7 を得る。なお、前述したように $\pm 4^\circ$ の方位差を許容する。

なお、残留オーステナイトは 600°C 以下の相変態で生成した組織でなく、転位蓄積の効果を有さないので、本測定方法では、残留オーステナイトは

解析の対象としない。EBSP-OIM法では、残留オーステナイトを解析対象から除外することができる。

[0055] (2-3) Mn濃度の標準偏差：0.60質量%以下

本実施形態に係る熱延鋼板の表面から板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置におけるMn濃度の標準偏差は0.60質量%以下である。これにより、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として結晶方位差が 7° である粒界および結晶方位差が 52° である粒界を均一に分散させることができる。その結果、せん断加工後の端面の高低差を小さくすることができる。Mn濃度の標準偏差の下限は、せん断加工後の端面の高低差抑制の観点から、その値は小さいほど望ましいが、製造プロセスの制約より、実質的な下限は0.10質量%である。

[0056] Mn濃度の標準偏差は、熱延鋼板のL断面を鏡面研磨した後に、表面から板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置を電子プローブマイクロアナライザ（EPMA）でMn濃度を測定して、標準偏差を算出することで得る。測定条件は加速電圧を15kVとし、倍率を5000倍として試料圧延方向に $20\mu\text{m}$ 及び試料板厚方向に $20\mu\text{m}$ の範囲の分布像を測定する。より具体的には、測定間隔を $0.1\mu\text{m}$ とし、40000か所以上のMn濃度を測定する。次いで、全測定点から得られたMn濃度に基づいて標準偏差を算出することで、Mn濃度の標準偏差を得る。

[0057] 3. 引張強度特性

本実施形態に係る熱延鋼板は、引張（最大）強さが980MPa以上である。引張強さが980MPa未満であると、適用部品が限定され、車体軽量化の寄与が小さい。上限は特に限定する必要は無いが、金型摩耗抑制の観点から、1780MPa、1200MPa、1150MPaとしてもよい。

引張強さは、JIS Z 2241：2011の5号試験片を用いて、JIS Z 2241：2011に準拠して測定する。引張試験片の採取位置は、板幅方向の端部から1/4部分とし、圧延方向に直角な方向を長手方向とすればよい。

[0058] 4. 板厚

本実施形態に係る熱延鋼板の板厚は特に限定されないが、0.5～8.0 mmとしてもよい。熱延鋼板の板厚を0.5 mm以上とすることで、圧延完了温度の確保が容易になるとともに、圧延荷重が過大となることを抑制でき、熱間圧延を容易に行うことができる。したがって、本実施形態に係る鋼板の板厚は0.5 mm以上としてもよい。好ましくは1.2 mm以上、1.4 mm以上である。また、板厚を8.0 mm以下とすることで、金属組織の微細化が容易となり、上述した金属組織を容易に確保することができる。したがって、板厚は8.0 mm以下としてもよい。好ましくは6.0 mm以下である。

[0059] 5. その他

(5-1) めっき層

上述した化学組成および金属組織を有する本実施形態に係る熱延鋼板は、表面に耐食性の向上等を目的としてめっき層を備えさせて表面処理鋼板としてもよい。めっき層は電気めっき層であってもよく溶融めっき層であってもよい。電気めっき層としては、電気亜鉛めっき、電気Zn-Ni合金めっき等が例示される。溶融めっき層としては、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、溶融アルミニウムめっき、溶融Zn-Al合金めっき、溶融Zn-Al-Mg合金めっき、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき等が例示される。めっき付着量は特に制限されず、従来と同様としてよい。また、めっき後に適当な化成処理（例えば、シリケート系のクロムフリー化成処理液の塗布と乾燥）を施して、耐食性をさらに高めることも可能である。

[0060] 6. 製造条件

上述した化学組成および金属組織を有する本実施形態に係る熱延鋼板の好適な製造方法は、以下の通りである。

[0061] 本実施形態に係る熱延鋼板を得るためには、所定の条件でスラブの加熱を行った後に熱間圧延を行い、所定の温度域まで加速冷却し、巻き取った後の冷却履歴を制御することが効果的である。

[0062] 本実施形態に係る熱延鋼板の好適な製造方法では、以下の工程（1）～（

7) を順次行う。なお、本実施形態におけるスラブの温度および鋼板の温度は、スラブの表面温度および鋼板の表面温度のことをいう。

(1) スラブを700℃～850℃の温度域で900秒以上滞留させ、その後加熱し、1100℃以上で6000秒以上保持する。

(2) 850～1100℃の温度域で合計90%以上の板厚減となるような熱間圧延を行う。

(3) 下記式<1>により表される温度T1(℃)以上で熱間圧延を完了する。

(4) 熱間圧延完了後1.5秒以内に冷却を開始して、50℃/秒以上の平均冷却速度で下記式<2>により表される温度T2(℃)以下まで加速冷却する。

(5) 加速冷却の冷却停止温度から巻取り温度までを10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する。

(6) 下記式<3>により表される温度T3(℃)以上で巻き取る。

(7) 巻取り後の冷却において、熱延鋼板の板幅方向最端部および板幅方向中央部の所定の温度域で、滞留時間の下限が条件Ⅰ(450℃以上で80秒以上、400℃以上で200秒以上または350℃以上で1000秒以上のいずれか一つ以上)を満足し、滞留時間の上限が条件Ⅱ(450℃以上で2000秒以内かつ400℃以上で8000秒以内かつ350℃以上で3000秒以内の全て)を満足するように冷却する。

$$[0063] \quad T1(℃) = 868 - 396 \times [C] - 68.1 \times [Mn] + 24.6 \times [Si] - 36.1 \times [Ni] - 24.8 \times [Cr] - 20.7 \times [Cu] + 250 \times [sol. Al] \dots <1>$$

$$T2(℃) = 770 - 270 \times [C] - 90 \times [Mn] - 37 \times [Ni] - 70 \times [Cr] - 83 \times [Mo] \dots <2>$$

$$T3(℃) = 591 - 474 \times [C] - 33 \times [Mn] - 17 \times [Ni] - 17 \times [Cr] - 21 \times [Mo] \dots <3>$$

ただし、各式中の[元素記号]は各元素の鋼中の含有量(質量%)を示す

。元素を含有しない場合は0を代入する。

[0064] (6-1) スラブ、熱間圧延に供する際のスラブ温度、滞留および保持時間
熱間圧延に供するスラブは、連続鋳造により得られたスラブや鋳造・分塊により得られたスラブなどを用いることができ、必要によってはそれらに熱間加工または冷間加工を加えたものを用いることができる。熱間圧延に供するスラブは、加熱時の700℃～850℃の温度域で900秒以上滞留させ、その後更に加熱し、1100℃以上で6000秒以上保持することが好ましい。700℃～850℃のオーステナイト変態において、Mnがフェライトとオーステナイト間で分配し、その変態時間を長くすることによって、Mnがフェライト領域内を拡散することができる。これにより、スラブに偏在するMnミクロ偏析を解消し、Mn濃度の標準偏差を著しく減ずることができる。その結果、せん断加工後の端面の高低差を小さくすることができる。また、スラブ加熱時のオーステナイト粒を均一にするためには、1100℃以上で6000秒以上加熱することが好ましい。

なお、700℃～850℃の温度域で900秒以上滞留させるには、例えば、加熱炉の内部において、スラブ温度が700℃～850℃になる加熱域の温度勾配を小さくする方法挙げられる。

[0065] 熱間圧延は、多パス圧延としてレバースミルまたはタンデムミルを用いることが好ましい。特に工業的生産性の観点から、少なくとも最終の数段はタンデムミルを用いた熱間圧延とすることがより好ましい。

[0066] (6-2) 熱間圧延の圧下率：850～1100℃の温度域で合計90%以上の板厚減

850～1100℃の温度域で合計90%以上の板厚減となるような熱間圧延を行うことが好ましい。これにより、主に再結晶オーステナイト粒の微細化が図られるとともに、未再結晶オーステナイト粒内へのひずみエネルギーの蓄積が促進され、オーステナイトの再結晶が促進されるとともにMnの原子拡散が促進される。その結果、Mn濃度の標準偏差を小さくことができ、せん断加工後の端面の高低差を小さくすることができる。

なお、850～1100℃の温度域の板厚減とは、この温度域の圧延における最初のパス前の入口板厚 t_0 とし、この温度域の圧延における最終パス後の出口板厚を t_1 としたとき、 $(t_0 - t_1) / t_0 \times 100$ (%) で表すことができる。

[0067] (6-3) 熱間圧延完了温度：T1 (℃) 以上

熱間圧延の完了温度はT1 (℃) 以上とすることが好ましい。熱間圧延の完了温度をT1 (℃) 以上とすることで、オーステナイト中のフェライト核生成サイト数の過剰な増大を抑制することができ、最終組織（製造後の熱延鋼板の金属組織）におけるフェライトの生成を抑えられ、高強度の熱延鋼板を得ることができる。

[0068] (6-4) 熱間圧延完了後の加速冷却：1.5秒以内に冷却を開始して、50℃/秒以上の平均冷却速度でT2 (℃) 以下まで加速冷却

熱間圧延により細粒化したオーステナイト結晶粒の成長を抑制するため、熱間圧延完了後1.5秒以内に、50℃/秒以上の平均冷却速度でT2 (℃) 以下まで加速冷却を行うことが好ましい。

[0069] 熱間圧延完了後1.5秒以内に、50℃/秒以上の平均冷却速度でT2 (℃) 以下まで加速冷却を行うことで、フェライトおよびパーライトの生成を抑制できる。これにより、熱延鋼板の強度が向上する。なお、ここでいう平均冷却速度とは、加速冷却開始時（冷却設備への鋼板の導入時）から加速冷却完了時（冷却設備から鋼板の導出時）までの鋼板の温度降下幅を、加速冷却開始時から加速冷却完了時までの所要時間で除した値のことをいう。熱間圧延完了後の加速冷却において、冷却開始までの時間を1.5秒以内とし、平均冷却速度を50℃/秒以上とし、冷却停止温度をT2 (℃) 以下とすることで、鋼板内部でのフェライト変態および/またはパーライト変態を抑制でき、 $TS \geq 980 \text{ MPa}$ を得ることができる。したがって、熱間圧延完了後1.5秒以内に、50℃/秒以上の平均冷却速度でT2 (℃) 以下まで加速冷却を行うことが好ましい。冷却速度の上限値は特に規定しないが、冷却速度を速くすると冷却設備が大掛かりとなり、設備コストが高くなる。この

ため、設備コストを考えると、 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下が好ましい。また、加速冷却の冷却停止温度は $T3 (^{\circ}\text{C})$ 以上とするとよい。

[0070] (6-5) 加速冷却の冷却停止温度から巻取り温度までの平均冷却速度： $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上

パーライトの面積分率を抑え、 $TS \geq 980\text{MPa}$ の強度を得るために、加速冷却の冷却停止温度から巻取り温度までの平均冷却速度を $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることが好ましい。これにより母相組織を硬質にすることができる。なお、ここでいう平均冷却速度とは、加速冷却の冷却停止温度から巻取り温度までの鋼板の温度降下幅を、加速冷却の停止時から巻取りまでの所要時間で除した値のことをいう。上記平均冷却速度を $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることで、パーライトの面積分率を小さくすることができ、強度および延性を確保することができる。したがって、加速冷却の冷却停止温度から巻取り温度までの平均冷却速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。

[0071] (6-6) 巻取り温度： $T3 (^{\circ}\text{C})$ 以上

巻取り温度は $T3 (^{\circ}\text{C})$ 以上とすることが好ましい。巻取り温度を $T3 (^{\circ}\text{C})$ 以上とすることで、オーステナイトからbccへの変態駆動力が小さくなり、また、オーステナイトの変形強度が小さくなる。そのため、ベイナイトおよびマルテンサイト変態する際に、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として結晶方位差が 52° である粒界の長さ L_{52} が減少し、 $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として結晶方位差が 7° である粒界の長さ L_7 が増加して、 L_{52}/L_7 を 0.18 以下とすることができる。その結果、せん断加工後の端面の高低差を小さくすることができる。したがって、巻取り温度は $T3 (^{\circ}\text{C})$ 以上とすることが好ましい。

[0072] (6-7) 巻取り後の冷却：熱延鋼板の巻き取り後に所定の温度域で、滞留時間の下限が下記条件Ⅰを満足し、滞留時間の上限が下記条件Ⅱを満足するように冷却

条件Ⅰ： 450°C 以上で 80 秒以上、 400°C 以上で 200 秒以上または 350°C 以上で 1000 秒以上のいずれか一つ

条件 11 : 450℃以上で2000秒以内かつ400℃以上で8000秒以内かつ350℃以上で30000秒以内の全て

巻取り後の冷却において、所定の温度域における滞留時間の下限が条件 11 を満足するように冷却することで、すなわち450℃以上で80秒以上、400℃以上で200秒以上または350℃以上で1000秒以上のいずれか一つの滞留時間を確保することで、母相からオーステナイトへの炭素の拡散を促進し、残留オーステナイトの面積分率を高め、かつ残留オーステナイトの分解を抑制し易くなる。その結果、残留オーステナイトの面積分率を3.0%以上とすることができ、熱延鋼板の延性を向上することができる。なお、本実施形態において熱延鋼板の温度は、板幅方向最端部であれば接触式または非接触式温度計で測定する。熱延鋼板の板幅方向最端部以外であれば、熱電対により測定するか、伝熱解析により計算する。

[0073] 一方、巻取り後の冷却において、熱延鋼板の所定の温度域における滞留時間の上限が条件 11 を満足するように冷却することで、すなわち滞留時間が450℃以上で2000秒以内、400℃以上で8000秒以内、あるいは350℃以上で30000秒以内の全てを満足するように冷却すると、オーステナイトが鉄系炭化物と焼き戻しマルテンサイトとに分解することを抑制でき、熱延鋼板の延性を向上することができる。そのため、滞留時間の上限が条件 11 を満足するように、すなわち450℃以上で2000秒以内かつ400℃以上で8000秒以内かつ350℃以上で30000秒以内の全てを満足するように冷却する。巻取り後の熱延鋼板の冷却速度は、保温カバーやエッジマスク、ミスト冷却等によって制御するとよい。

実施例

[0074] 次に、実施例により本発明の一態様の効果を更に具体的に説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性および効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明はこの一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0075] 表1および表2の鋼No. A～Sに示す化学組成を有する鋼を溶製し、連続 castingにより厚みが240～300mmのスラブを製造した。得られたスラブを用いて、表3および表4に示す製造条件により、表5に示す熱延鋼板を得た。なお、スラブを850～1100℃の温度域において表3に示す滞留時間で滞留させ、その後表3に示す加熱温度まで加熱して保持した。

[0076] 得られた熱延鋼板に対し、上述の方法により、残留オーステナイトの面積分率、 L_{52}/L_7 およびMn濃度の標準偏差を求めた。得られた測定結果を表5に示す。

[0077] 熱延鋼板の特性の評価方法

(1) 引張強度特性および全伸び

得られた熱延鋼板の機械的性質のうち引張強度特性および全伸びは、JIS Z 2241:2011に準拠して評価した。試験片はJIS Z 2241:2011の5号試験片とした。引張試験片の採取位置は、板幅方向の端部から1/4部分とし、圧延方向に直角な方向を長手方向とした。

[0078] 引張強さ $TS \geq 980 \text{ MPa}$ かつ引張強さ $TS \times$ 全伸び $EI \geq 16000$ ($\text{MPa} \cdot \%$)を満たした場合、強度および延性に優れた熱延鋼板であるとして合格と判定した。

[0079] (2) せん断加工性

熱延鋼板のせん断加工性は、打ち抜き試験により測定した。穴直径10mm、クリアランス10%、打ち抜き速度3m/sで5個の打ち抜き穴を作製した。次に、打ち抜き穴の圧延方向に平行な断面を樹脂に埋め込み、走査型電子顕微鏡で断面形状を撮影した。得られた観察写真では、図1に示すような加工断面を観察することができた。観察写真において、熱延鋼板の上面および下面に垂直且つバリの頂点A（バリ部分の熱延鋼板の下面と板厚方向に最も遠い点）を通る直線（図1の直線1）と、熱延鋼板の上面および下面に垂直且つ断面のうち最も打ち抜き穴に近い（直線1と最も遠い）位置Bを通る直線（図1の直線2）とを引き、この2直線の距離（図1のd）を端面の高低差と定義した。5個の打ち抜き穴により得られた10個の端面について

高低差を測定し、端面の高低差の平均値が板厚の15%以下（端面の高低差の平均値（mm）／板厚（mm）×100 \leq 15）であればせん断加工性に優れた熱延鋼板であるとして、合格と判定した。一方、端面の高低差の平均値が板厚の15%超（端面の高低差の平均値（mm）／板厚（mm）×100 $>$ 15）であればせん断加工性に劣る熱延鋼板であるとして、不合格と判定した。

得られた測定結果を表5に示す。

[0080]

[表1]

鋼 No.	質量% 残部はFe及び不純物															
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	O	Ti	Nb	V	Cu	Cr	Mo	Ni	B
A	0.127	2.09	2.12	0.026	0.019	0.0057	0.0066	0.0062								
B	0.196	2.17	1.90	0.024	0.014	0.0014	0.0070	0.0031								
C	0.249	2.07	2.14	0.019	0.020	0.0037	0.0104	0.0004								
D	0.222	0.37	2.59	1.506	0.031	0.0010	0.0063	0.0032								
E	0.195	2.80	2.08	0.031	0.020	0.0036	0.0064	0.0013								
F	0.206	2.01	1.12	0.032	0.013	0.0087	0.0020	0.0001								
G	0.211	2.18	3.40	0.021	0.021	0.0004	0.0058	0.0057								
H	0.192	1.91	1.89	0.030	0.021	0.0023	0.0024	0.0024	0.020							
I	0.183	1.97	2.04	0.020	0.012	0.0009	0.0017	0.0014	0.031							
J	0.215	1.89	2.11	0.025	0.028	0.0064	0.0063	0.0062		0.031						
K	0.213	2.06	1.94	0.022	0.018	0.0036	0.0055	0.0018		0.032	0.02					
L	0.216	1.88	2.14	0.020	0.025	0.0048	0.0068	0.0038			0.21					
M	0.204	1.92	1.99	0.032	0.016	0.0133	0.0040	0.0001				0.100				
N	0.214	1.91	1.90	0.033	0.009	0.0068	0.0036	0.0072						0.36		
O	0.202	2.20	2.06	0.025	0.021	0.0028	0.0061	0.0003								0.0017
P	0.093	1.97	2.04	0.027	0.023	0.0062	0.0026	0.0010								
Q	0.297	2.02	2.16	0.028	0.016	0.0036	0.0113	0.0042								
R	0.198	0.02	2.11	0.029	0.015	0.0032	0.0015	0.0029								
S	0.186	2.02	0.85	0.028	0.021	0.0087	0.0029	0.0023								

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0081]

[表2]

鋼 No.	質量% 残部はFe及び不純物										T1	T2	T3	備考
	Ca	Mg	REM	Bi	Zr	Co	Zn	W	Sn					
A	0.0018	0.0020									732	545	461	発明例
B											720	546	435	発明例
C			0.0011								679	510	402	発明例
D				0.002							989	477	400	発明例
E											726	531	430	発明例
F											768	614	457	発明例
G											612	407	379	発明例
H					0.07						718	548	438	発明例
I											710	537	437	発明例
J									0.03		692	522	420	発明例
K						0.07					707	538	426	発明例
L											683	505	415	発明例
M										0.015	707	527	427	発明例
N											696	528	421	発明例
O							0.13				708	530	427	発明例
P											748	562	480	比較例
Q											660	496	379	比較例
R											653	526	427	比較例
S											793	644	475	比較例

[0082]

[表3]

製造 No.	鋼 No.	スラブ加熱			熱間圧延			冷却				
		滞留 時間	加熱 温度	保持 時間	850~ 1100℃の 板厚減	T1	熱間 圧延 完了 温度	冷却 開始までの 時間	加速冷却の 平均 冷却速度	T2	加速冷却の 冷却停止 温度	加速冷却の 冷却停止温度から 巻取り温度までの 平均冷却速度
					%							
1	A	1327	1202	8759	91	732	881	1.1	64	545	494	29
2	B	1409	1230	8168	92	720	890	0.7	84	546	469	31
3	B	<u>834</u>	1222	7304	92	720	895	1.0	70	546	462	28
4	B	<u>850</u>	1262	6857	92	720	891	1.0	75	546	465	29
5	B	1257	1230	<u>5540</u>	92	720	906	0.8	64	546	465	30
6	B	1240	1216	7800	<u>87</u>	720	905	0.9	88	546	466	16
7	B	1256	1217	7676	90	720	<u>719</u>	1.1	117	546	469	15
8	B	1465	1195	7954	91	720	905	<u>1.8</u>	110	546	466	25
9	B	1414	1229	7277	91	720	912	1.0	<u>43</u>	546	459	22
10	B	1308	1226	8586	93	720	898	0.6	109	546	<u>583</u>	21
11	B	1423	1220	6959	90	720	906	1.1	121	546	469	<u>6</u>
12	B	1134	1209	7304	93	720	900	0.9	73	546	461	24
13	B	1134	1226	8544	93	720	900	0.9	73	546	472	24
14	B	1457	1200	7180	93	720	919	1.1	87	546	483	16
15	B	1257	1198	7786	92	720	906	0.8	64	546	465	18
16	B	1168	1219	8670	93	720	902	1.0	91	546	462	21
17	C	1373	1190	8492	92	679	899	1.1	92	510	440	27
18	D	1360	1233	7524	90	989	1005	0.6	100	477	432	15
19	E	1344	1214	7543	91	726	897	0.9	108	531	465	25
20	F	1475	1225	8101	92	768	911	0.6	79	614	494	22
21	G	913	1196	8079	91	612	884	0.7	77	407	404	27
22	H	1449	1191	7909	91	718	900	0.8	76	548	465	28
23	I	1258	1202	9045	91	710	917	0.8	94	537	474	24
24	J	1282	1222	8592	92	692	904	1.1	112	522	444	30
25	K	1574	1200	8052	91	707	900	1.0	80	538	460	30
26	L	1415	1216	7848	90	683	882	0.9	111	505	442	26
27	M	1208	1194	8679	91	707	903	0.9	74	527	456	19
28	N	1335	1234	8763	93	696	890	0.9	108	528	448	27
29	O	1367	1205	7265	92	708	902	0.6	119	530	454	30
30	<u>P</u>	1566	1232	8738	93	748	895	1.0	118	562	514	30
31	<u>Q</u>	1464	1193	8847	91	660	880	0.8	93	496	415	27
32	<u>R</u>	1159	1206	8232	92	653	899	0.9	109	526	465	24
33	<u>S</u>	1402	1233	7633	93	793	887	1.0	93	644	510	17

下線は好ましい製造条件を外れることを示す。

[0083]

[表4]

製造 No.	鋼 No.	巻取り		巻取り後の冷却			備考
		T3	巻取り 温度	450°C以上の 滞留時間	400°C以上の 滞留時間	350°C以上の 滞留時間	
				°C	s	s	
1	A	461	465	1000	4600	12800	発明例
2	B	435	464	800	4500	12700	発明例
3	B	435	442	700	4300	11500	比較例
4	B	435	439	0	2500	12700	比較例
5	B	435	437	0	3200	12800	比較例
6	B	435	436	0	2500	8700	比較例
7	B	435	452	0	3600	9800	比較例
8	B	435	439	0	3000	11200	比較例
9	B	435	437	0	2800	8000	比較例
10	B	435	443	0	3000	12200	比較例
11	B	435	461	700	4300	9500	比較例
12	B	435	<u>354</u>	0	0	1300	比較例
13	B	435	438	<u>0</u>	<u>100</u>	<u>700</u>	比較例
14	B	435	472	<u>2100</u>	5400	13600	比較例
15	B	435	449	0	<u>9000</u>	17200	比較例
16	B	435	439	0	7000	<u>33000</u>	比較例
17	C	402	404	0	100	8300	発明例
18	D	400	412	0	800	8000	発明例
19	E	430	435	0	2700	10900	発明例
20	F	457	459	600	4200	9400	発明例
21	G	379	381	0	0	2200	発明例
22	H	438	452	200	4200	12400	発明例
23	I	437	457	500	4300	9500	発明例
24	J	420	440	0	2800	8000	発明例
25	K	426	452	0	3900	11100	発明例
26	L	415	425	0	1800	11000	発明例
27	M	427	450	0	3600	9800	発明例
28	N	421	423	0	1700	6900	発明例
29	O	427	448	0	3600	9800	発明例
30	P	480	500	1900	5900	14100	比較例
31	Q	379	400	0	0	7200	比較例
32	R	427	440	0	2900	12100	比較例
33	S	475	481	1700	5300	14500	比較例

下線は好ましい製造条件を外れることを示す。

[0084]

[表5]

製造 No.	板厚 mm	残留 オーステナイト	L ₅₂ /L ₇ -	Mn 標準偏差	引張強さ TS MPa	全伸び EL %	TS×EL MPa・%	端面の 高低差/板厚	備考
		面積%		質量%				%	
1	2.3	6.4	0.15	0.44	1017	16.4	16679	13	発明例
2	2.3	12.4	0.12	0.40	1105	20.1	22211	9	発明例
3	2.3	11.0	0.17	<u>0.70</u>	1025	19.0	19475	20	比較例
4	2.3	10.8	0.13	<u>0.68</u>	1045	18.2	19019	18	比較例
5	2.3	11.2	0.13	<u>0.71</u>	1057	19.2	20294	18	比較例
6	2.3	12.2	0.13	<u>0.62</u>	1062	19.5	20709	17	比較例
7	2.3	15.2	0.11	0.42	<u>916</u>	22.8	20885	11	比較例
8	2.3	10.9	0.11	0.40	<u>950</u>	20.3	19285	11	比較例
9	2.3	13.5	0.12	0.41	<u>942</u>	18.4	17333	10	比較例
10	2.3	14.4	0.18	0.40	<u>960</u>	17.2	16512	13	比較例
11	2.3	10.9	0.16	0.42	<u>916</u>	14.8	13557	12	比較例
12	2.3	8.1	<u>0.23</u>	0.43	1235	15.2	18772	23	比較例
13	2.3	<u>0.5</u>	0.14	0.41	1134	10.2	11567	9	比較例
14	2.3	<u>0.6</u>	0.15	0.41	1108	11.0	12188	11	比較例
15	2.3	<u>1.1</u>	0.13	0.42	1137	9.7	11029	12	比較例
16	2.3	<u>1.7</u>	0.17	0.41	1204	10.5	12642	11	比較例
17	2.3	5.2	0.18	0.45	1102	15.8	17412	8	発明例
18	1.6	6.0	0.18	0.56	1055	16.3	17197	8	発明例
19	2.3	13.9	0.10	0.45	1099	14.9	16375	8	発明例
20	2.3	4.2	0.16	0.23	983	17.0	16711	13	発明例
21	2.3	3.2	0.18	0.60	1130	14.7	16611	15	発明例
22	6.0	14.8	0.14	0.40	1124	17.3	19445	13	発明例
23	2.3	12.6	0.15	0.43	1122	18.5	20757	8	発明例
24	2.6	14.5	0.12	0.44	1118	19.5	21801	9	発明例
25	2.6	10.8	0.15	0.40	1093	18.3	20002	8	発明例
26	2.6	12.2	0.11	0.45	1036	18.7	19373	11	発明例
27	2.6	14.5	0.16	0.43	1029	17.6	18110	10	発明例
28	2.6	13.9	0.16	0.39	1047	20.3	21254	11	発明例
29	2.6	12.8	0.16	0.45	1037	19.0	19703	13	発明例
30	2.6	<u>1.3</u>	0.18	0.40	<u>871</u>	16.4	14284	9	比較例
31	2.6	<u>2.5</u>	0.18	0.44	1127	12.5	14088	13	比較例
32	2.6	<u>0.2</u>	0.12	0.46	981	16.2	15892	13	比較例
33	2.6	4.3	0.16	0.18	<u>870</u>	18.0	15660	12	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0085] 表5から分かるように、本発明例である製造No. 1、2および17～29において、優れた強度、延性、せん断加工性を有する熱延鋼板が得られた。

一方、化学組成、金属組織が本発明で規定する範囲内でない製造No. 3～16および30～33は、特性（引張強さTS、全伸びEL、せん断加工

性)のうちいずれか一つ以上が劣った。

産業上の利用可能性

[0086] 本発明に係る上記態様によれば、優れた強度、延性およびせん断加工性を有する熱延鋼板を提供することができる。

本発明の上記態様に係る熱延鋼板は、自動車部材、機械構造部材さらには建築部材に用いられる工業用素材として好適である。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.100~0.250%、

Si : 0.05~3.00%、

Mn : 1.00~4.00%、

sol. Al : 0.001~2.000%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0300%以下、

N : 0.1000%以下、

O : 0.0100%以下、

Ti : 0~0.300%、

Nb : 0~0.100%、

V : 0~0.500%、

Cu : 0~2.00%、

Cr : 0~2.00%、

Mo : 0~1.000%、

Ni : 0~2.00%、

B : 0~0.0100%、

Ca : 0~0.0200%、

Mg : 0~0.0200%、

REM : 0~0.1000%、

Bi : 0~0.020%、

Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上：合計で0~1.00%、並びに

Sn : 0~0.050%

を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、

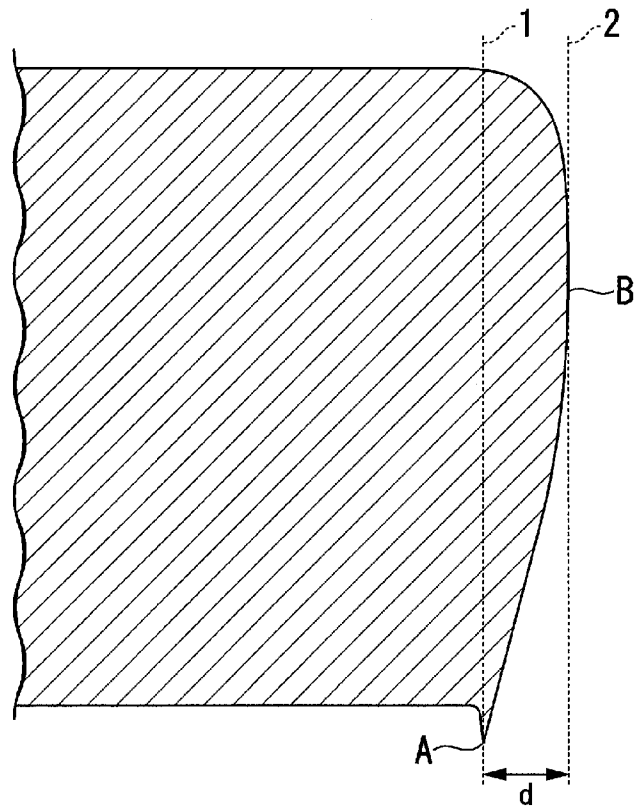
圧延方向に平行な断面で、表面から板厚の1/4深さ且つ板幅方向中央位置における金属組織において、

残留オーステナイトが面積%で3.0%以上であり、
＜110＞方向を軸として、結晶方位差が 52° である粒界の長さ L_{52} と結晶方位差が 7° である粒界の長さ L_7 との比である L_{52}/L_7 が0.10以上0.18以下であり、
Mn濃度の標準偏差が0.60質量%以下であり、
引張強さが980MPa以上であることを特徴とする熱延鋼板。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、
Ti:0.005~0.300%、
Nb:0.005~0.100%、
V:0.005~0.500%、
Cu:0.01~2.00%、
Cr:0.01~2.00%、
Mo:0.010~1.000%、
Ni:0.02~2.00%、
B:0.0001~0.0100%、
Ca:0.0005~0.0200%、
Mg:0.0005~0.0200%、
REM:0.0005~0.1000%、および
Bi:0.0005~0.020%
からなる群から選択される1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の熱延鋼板。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/003340

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i
 FI: C22C38/00301W, C22C38/58, C21D9/46T

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)

Int.Cl. C21D9/46, C22C38/00, C22C38/58

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	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

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 6414371 B1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 31.10.2018 (2018-10-31)	1-2
A	JP 2017-145469 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 24.08.2017 (2017-08-24)	1-2
A	JP 2010-275627 A (JFE STEEL CORPORATION) 09.12.2010 (2010-12-09)	1-2
A	JP 2007-070660 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 22.03.2007 (2007-03-22)	1-2
A	JP 2015-151600 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 24.08.2015 (2015-08-24)	1-2
A	JP 2001-032041 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 06.02.2001 (2001-02-06)	1-2

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"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
09.04.2020

Date of mailing of the international search report
21.04.2020

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/JP2020/003340

JP 6414371 B1	31.10.2018	(Family: none)
JP 2017-145469 A	24.08.2017	(Family: none)
JP 2010-275627 A	09.12.2010	(Family: none)
JP 2007-070660 A	22.03.2007	(Family: none)
JP 2015-151600 A	24.08.2015	(Family: none)
JP 2001-032041 A	06.02.2001	(Family: none)

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 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 301W; C22C38/58; C21D9/46 T		
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）） C21D9/46; C22C38/00; C22C38/58 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 1971-2020年 日本国実用新案登録公報 1996-2020年 日本国登録実用新案公報 1994-2020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 6414371 B1（新日鐵住金株式会社）31.10.2018（2018-10-31）	1-2
A	JP 2017-145469 A（新日鐵住金株式会社）24.08.2017（2017-08-24）	1-2
A	JP 2010-275627 A（JFEスチール株式会社）09.12.2010（2010-12-09）	1-2
A	JP 2007-070660 A（新日本製鐵株式会社）22.03.2007（2007-03-22）	1-2
A	JP 2015-151600 A（新日鐵住金株式会社）24.08.2015（2015-08-24）	1-2
A	JP 2001-032041 A（川崎製鐵株式会社）06.02.2001（2001-02-06）	1-2
<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 09.04.2020	国際調査報告の発送日 21.04.2020	
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） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
特許ファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2020/003340

引用文献	公表日	特許ファミリー文献	公表日
JP 6414371 B1	31.10.2018	(ファミリーなし)	
JP 2017-145469 A	24.08.2017	(ファミリーなし)	
JP 2010-275627 A	09.12.2010	(ファミリーなし)	
JP 2007-070660 A	22.03.2007	(ファミリーなし)	
JP 2015-151600 A	24.08.2015	(ファミリーなし)	
JP 2001-032041 A	06.02.2001	(ファミリーなし)	