

(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 9 月 1 日(01.09.2016)



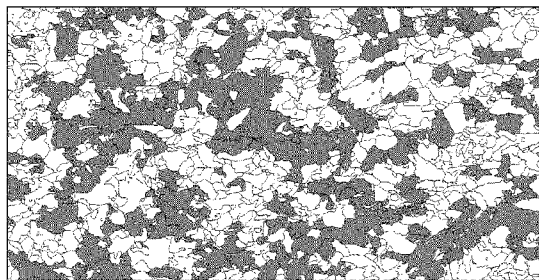
(10) 国際公開番号

WO 2016/136672 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/055074
- (22) 国際出願日: 2016 年 2 月 22 日(22.02.2016)
- (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:
PCT/JP2015/055464 2015 年 2 月 25 日(25.02.2015) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL 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: 杉浦 夏子(SUGIURA Natsuko); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 吉田 充(YOSHIDA Mitsuru); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 首藤 洋志(SHUTO Hiroshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 横井 龍雄(YOKOI Tatsuo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 脇田 昌幸(WAKITA Masayuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake 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, 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: HOT-ROLLED STEEL SHEET OR PLATE

(54) 発明の名称: 熱延鋼板



(57) Abstract: This hot-rolled steel sheet or plate contains given chemical components and has a structure comprising, in terms of areal proportion, 5-60% ferrite and 30-95% bainite. In the structure, in the case where each boundary where the difference in orientation is 15° or greater is taken as a grain boundary and regions each surrounded by grain boundaries and each having an equivalent circular diameter of 0.3 μm or larger are defined as crystal grains, the proportion of crystal grains which each have an in-grain orientation difference of 5-14° is 20-100% in terms of areal proportion.

(57) 要約: この熱延鋼板は、所定の化学成分を有し、組織が、面積率で、5～60%のフェライトと30～95%のベイナイトとを含み；前記組織において、方位差が15°以上である境界を粒界とし、前記粒界によって囲まれ、かつ円相当径が0.3 μm以上である領域を結晶粒と定義した場合、粒内の方位差が5～14°である前記結晶粒の割合が、面積率で、20～100%である。



WO 2016/136672 A1

明 細 書

発明の名称：熱延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、加工性に優れた熱延鋼板に関し、特に、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の燃費向上を目的とした各種部材の軽量化への要求に対し、部材に用いられる鉄合金等の鋼板の高強度化による薄肉化や、ＡＩ合金等の軽金属の各種部材への適用が進められている。しかし、鋼等の重金属と比較した場合、ＡＩ合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの、著しく高価であるという欠点がある。そのため、ＡＩ合金等の軽金属の適用は特殊な用途に限られている。従って、各種部材の軽量化をより安価でかつ広い範囲に適用するため、鋼板の高強度化による薄肉化が要求されている。

[0003] 鋼板を高強度化すると、一般的に成形性（加工性）等の材料特性が劣化する。そのため、高強度鋼板の開発において、材料特性を劣化させずに高強度化を図ることが重要な課題である。特に、内板部材、構造部材、足廻り部材等の自動車部材として用いられる鋼板は、その用途に応じて、伸びフランジ加工性、バーリング加工性、延性、疲労耐久性、耐衝撃性及び耐食性等が求められ、これら材料特性と強度とを、両立させることが重要である。

[0004] 例えば、自動車部材のうち、車体重量の約２０％を占める構造部材や足廻り部材等に用いられる鋼板は、せん断や打ち抜き加工によりブランキングや穴開けを行われた後、伸びフランジ加工やバーリング加工を主体としたプレス成形が施される。そのため、これらの鋼板には、良好な伸びフランジ性が求められる。

[0005] 上記の課題に対して、例えば特許文献１には、ＴｉＣのサイズを制限する事で延性、伸びフランジ性、材質均一性に優れた熱延鋼板を提供できると開示されている。

また、特許文献2には、酸化物の種類、サイズおよび個数密度を規定する事で伸びフランジ性と疲労特性に優れる熱延鋼板を供する発明が開示されている。

また、特許文献3には、フェライト相の面積率および第二相との硬度差を規定することで、強度のばらつきが小さく、かつ延性と穴広げ性との優れる熱延鋼板を供する発明が開示されている。

[0006] しかしながら、上記の特許文献1に開示された技術では、鋼板の組織においてフェライト相を95%以上確保する必要がある。そのため、十分な強度を確保するためには、590MPa級(TSが590MPa以上)とする場合でも、Tiを0.08%以上含有させる必要がある。しかしながら、軟質のフェライト相を95%以上有する鋼において、TiCの析出強化によって590MPa以上の強度を確保する場合、延性の低下が問題となる。

また、特許文献2に開示された技術ではLaやCeなどの希少金属の添加が必須となる。特許文献3に開示された技術は安価な強化元素であるSiを0.1%以下に限定する必要がある。従って、特許文献2及び3に開示された技術は、いずれも合金元素の制約という課題を有している。

[0007] また、上述したように、近年、自動車部材には、高強度鋼板の適用の要求が高まっている。高強度鋼板を冷間でプレスして成形する場合、成形中に伸びフランジ成形となる部位のエッジからのき裂が発生しやすくなる。これは、ブランク加工時に打ち抜き端面に導入されるひずみによりエッジ部のみ加工硬化が進んでしまうことによると考えられる。従来、伸びフランジ性の試験評価方法としては、穴広げ試験が用いられてきた。しかしながら、穴広げ試験では周方向のひずみがほとんど分布せずに破断に至るが、実際の部品の加工では、ひずみ分布が存在するため、破断部周辺のひずみや応力の勾配による破断限界への影響が存在する。したがって、高強度鋼板の場合には、穴広げ試験では十分な伸びフランジ性を示していたとしても、冷間プレスを行った場合には、ひずみ分布によってき裂が発生する場合があった。

[0008] 特許文献1～3に開示された技術では、いずれの発明においても光学顕微

鏡で観察される組織のみを規定することで、穴広げ性を向上させることは開示されている。しかしながら、ひずみ分布を考慮した場合にも十分な伸びフランジ性が確保できるかどうかは不明である。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：国際公開WO 2013／161090号公報

特許文献2：日本国特開2005－256115号公報

特許文献3：日本国特開2011－140671号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 本発明は、上述した問題点に鑑みて案出された。

本発明は、高強度でありながら厳しい伸びフランジ性が要求される部材への適用が可能な、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板を安価に提供することを目的とする。本発明において、伸びフランジ性とは、ひずみ分布を考慮した伸びフランジ性の指標である、鞍型伸びフランジ試験法で試験を行った結果得られるフランジの限界成形高さH（mm）と引張強度（MPa）との積で評価される値を示し、伸びフランジ性に優れるとは、フランジの限界成形高さH（mm）と引張強度（MPa）との積が19500mm・MPa以上であることを示す。また、高強度とは、引張強度で590MPa以上であることを示す。

課題を解決するための手段

[0011] 従来知見によれば、伸びフランジ性（穴広げ性）の改善は、特許文献1～3に示されるように、介在物制御、組織均質化、単一組織化および／または組織間の硬度差の低減などによって行われていた。言い換えれば、従来、光学顕微鏡によって観察される組織を制御することによって、伸びフランジ性などの改善が図られてきた。

[0012] しかしながら、本発明者らは光学顕微鏡で観察される組織だけを制御して

もひずみ分布が存在する場合の伸びフランジ性を向上させることができないことに鑑み、各結晶粒の粒内の方位差に着目し、鋭意検討を進めた。その結果、結晶粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の全結晶粒に占める割合を一定の範囲に制御することで、伸びフランジ性を大きく向上させることができることを見出した。

[0013] 本発明は上記の知見に基づいて構成されており、その要旨は以下の通りである。

[0014] (1) 本発明の一態様に係る熱延鋼板は、化学成分が、質量%で、C : 0.020~0.070%、Si : 0.10~1.70%、Mn : 0.60~2.50%、Al : 0.01~1.00%、Ti : 0.015~0.170%、Nb : 0.005~0.050%、Cr : 0~1.0%、B : 0~0.10%、Mo : 0~1.0%、Cu : 0~2.0%、Ni : 0~2.0%、Mg : 0~0.05%、REM : 0~0.05%、Ca : 0~0.05%、Zr : 0~0.05%を含有し、P : 0.05%以下、S : 0.010%以下、N : 0.0060%以下、に制限し、残部がFe及び不純物からなり、組織が、面積率で、5~60%のフェライトと30~95%のベイナイトとを含み、前記組織において、方位差が 15° 以上である境界を粒界とし、前記粒界によって囲まれ、かつ円相当径が $0.3 \mu\text{m}$ 以上である領域を結晶粒と定義した場合、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である前記結晶粒の割合が、面積率で、20~100%である。

[0015] (2) 上記(1)に記載の熱延鋼板は、引張強度が、590MPa以上、前記引張強度と鞍型伸びフランジ試験における限界成形高さとの積が $19500 \text{ mm} \cdot \text{MPa}$ 以上であってもよい。

[0016] (3) 上記(1)または(2)に記載の熱延鋼板は、前記化学成分が、質量%で、Cr : 0.05~1.0%、B : 0.0005~0.10%、から選択される1種以上を含んでもよい。

[0017] (4) 上記(1)~(3)のいずれか一項に記載の熱延鋼板は、前記化学成分が、質量%で、Mo : 0.01~1.0%、Cu : 0.01~2.0%

、Ni : 0.01% ~ 2.0% から選択される1種以上を含んでもよい。

[0018] (5) 上記(1) ~ (4) のいずれか一項に記載の熱延鋼板は、前記化学成分が、質量%で、Ca : 0.0001 ~ 0.05%、Mg : 0.0001 ~ 0.05%、Zr : 0.0001 ~ 0.05%、REM : 0.0001 ~ 0.05% から選択される1種以上を含んでもよい。

発明の効果

[0019] 本発明の上記態様によれば、高強度でありながら厳しい伸びフランジ性が要求される部材への適用が可能な、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]本実施形態に係る熱延鋼板の1/4 t 部（板厚方向に表面から板厚の1/4の位置）におけるEBSDによる解析結果である。

[図2]鞍型伸びフランジ試験法に用いる、鞍型形状の成型品の形状を示す図である。

発明を実施するための形態

[0021] 以下、本発明の一実施形態に係る熱延鋼板（以下、本実施形態に係る熱延鋼板と言う場合がある）について詳細に説明する。

[0022] 本実施形態に係る熱延鋼板は、化学成分が、質量%で、C : 0.020 ~ 0.070%、Si : 0.10 ~ 1.70%、Mn : 0.60 ~ 2.50%、Al : 0.01 ~ 1.00%、Ti : 0.015 ~ 0.170%、Nb : 0.005 ~ 0.050% を含有し、さらに必要に応じて、Cr : 1.0% 以下、B : 0.10% 以下、Mo : 1.0% 以下、Cu : 2.0% 以下、Ni : 2.0% 以下、Mg : 0.05% 以下、REM : 0.05% 以下、Ca : 0.05% 以下、Zr : 0.05% 以下の1種以上を含有し、P : 0.05% 以下、S : 0.010% 以下、N : 0.006% 以下、に制限し、残部がFe 及び不純物からなる。

また、組織が、面積率で、5 ~ 60% のフェライトと30 ~ 95% のベイナイトとを含み、前記組織において、方位差が15° 以上である境界を粒界

とし、前記粒界によって囲まれ、かつ円相当径が $0.3\mu\text{m}$ 以上である領域を結晶粒と定義した場合、粒内の方位差が $5\sim 14^\circ$ である前記結晶粒の割合が、面積率で、 $20\sim 100\%$ である。

まず、本実施形態に係る熱延鋼板の化学成分の限定理由について説明する。各成分の含有量の％は、質量％である。

[0023] C : $0.020\sim 0.070\%$

Cは、Nb、Ti等と結合して鋼板中で析出物を形成し、析出強化により鋼の強度向上に寄与する元素である。この効果を得るため、C含有量の下限を 0.020% とする。好ましいC含有量の下限は、 0.025% であり、より好ましいC含有量の下限は、 0.030% である。一方、C含有量が 0.070% 超になると、ベイナイト中の方位分散が大きくなる傾向にあり、粒内の方位差が $5\sim 14^\circ$ の結晶粒の割合が低下する。また、伸びフランジ性にとって有害なセメントイトが増加し、伸びフランジ性が劣化する。そのため、C含有量の上限を 0.070% とする。好ましいC含有量の上限は、 0.065% であり、より好ましいC含有量の上限は、 0.060% である。

[0024] Si : $0.10\sim 1.70\%$

Siは、鋼の強度向上に寄与する元素である。また、Siは、溶鋼の脱酸剤としての役割を有する元素である。これらの効果を得るため、Si含有量の下限を 0.10% とする。好ましいSi含有量の下限は 0.30% であり、より好ましいSi含有量の下限は 0.50% であり、更に好ましいSi含有量の下限は 0.70% である。一方、Si含有量が 1.70% を超えると、伸びフランジ性が劣化したり、表面疵が発生したりする。また、変態点が上がりすぎ、圧延温度を高くする必要が生じる。この場合、熱間圧延中の再結晶が著しく促進され、粒内の方位差が $5\sim 14^\circ$ の結晶粒の割合が低下する。そのため、Si含有量の上限を 1.70% とする。好ましいSi含有量の上限は、 1.50% であり、より好ましいSi含有量の上限は、 1.30% である。

[0025] Mn : 0.60 ~ 2.50 %

Mn は、固溶強化により、または鋼の焼入れ性を向上させることにより、鋼の強度向上に寄与する元素である。この効果を得るため、Mn 含有量の下限を 0.60 % とする。好ましい Mn 含有量の下限は、0.70 % であり、より好ましい Mn 含有量の下限は、0.80 % である。一方、Mn 含有量が 2.50 % を超えると、焼入れ性が過剰になり、ベイナイト中の方位分散の程度が大きくなることで、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ の結晶粒の割合が低下し、伸びフランジ性が劣化する。そのため、Mn 含有量の上限を 2.50 % とする。好ましい Mn 含有量の上限は、2.30 % であり、より好ましい Mn 含有量の上限は、2.10 % である。

[0026] Al : 0.010 ~ 1.00 %

Al は、溶鋼の脱酸剤として有効な元素である。この効果を得るため、Al 含有量の下限を 0.010 % とする。好ましい Al 含有量の下限は、0.020 % であり、より好ましい Al 含有量の下限は、0.030 % である。一方、Al 含有量が 1.00 % を超えると、溶接性や靱性などが劣化する。そのため、Al 含有量の上限を 1.00 % とする。好ましい Al 含有量の上限は、0.90 % であり、より好ましい Al 含有量の上限は、0.80 % である。

[0027] Ti : 0.015 ~ 0.170 %

Ti は、炭化物として鋼中に微細に析出し、析出強化により鋼の強度を向上させる元素である。また、Ti は、炭化物 (TiC) を形成することによって C を固定して、伸びフランジ性にとって有害なセメンタイトの生成を抑制する元素である。これらの効果を得るため、Ti 含有量の下限を 0.015 % とする。好ましい Ti 含有量の下限は、0.020 % であり、より好ましい Ti 含有量の下限は、0.025 % である。一方、Ti 含有量が 0.170 % を超えると、延性が劣化する。そのため、Ti 含有量の上限を 0.170 % とする。好ましい Ti 含有量の上限は、0.150 % であり、より好ましい Ti 含有量の上限は、0.130 % である。

[0028] Nb : 0.005 ~ 0.050 %

Nbは、炭化物として鋼中に微細に析出し、析出強化により鋼の強度を向上させる元素である。また、Nbは、炭化物(NbC)を形成することによってCを固定して、伸びフランジ性にとって有害なセメンタイトの生成を抑制する元素である。これらの効果を得るため、Nb含有量の下限を0.005 %とする。好ましいNb含有量の下限は、0.010 %であり、より好ましいNb含有量の下限は、0.015 %である。一方、Nb含有量が0.050 %を超えると、延性が劣化する。また、熱延中の再結晶が著しく阻害されるので、粒内の方位差大きくなりすぎ、その結果粒内の方位差が5 ~ 14 °の結晶粒の割合が低下する。そのため、Nb含有量の上限を0.050 %とする。好ましいNb含有量の上限は、0.040 %であり、より好ましいNb含有量の上限は、0.035 %である。

[0029] P : 0.05 %以下

Pは不純物である。Pは、靱性、延性、溶接性などを劣化させるので、P含有量は低いほど好ましい。しかしながら、P含有量が0.05 %を超えた場合に伸びフランジ性の指標の劣化が著しいので、P含有量は0.05 %以下に制限すればよい。より好ましくは、P含有量は、0.03 %以下であり、さらに好ましくは0.02 %以下である。Pの下限は特に定める必要はないが、過剰な低減は製造コストの観点から望ましくないので、P含有量の下限を0.005 %としてもよい。

[0030] S : 0.010 %以下

Sは、熱間圧延時の割れを引き起こすばかりでなく、伸びフランジ性を劣化させるA系介在物を形成する元素である。そのため、S含有量は低いほど好ましい。しかしながら、S含有量が0.010 %を超えた場合に伸びフランジ性の劣化が著しいので、S含有量の上限を0.010 %に制限すればよい。好ましくは、S含有量は、0.005 %以下であり、より好ましくは、0.003 %以下である。Sの下限は特に定めないが、過剰な低減は製造コストの観点から望ましくないので、S含有量の下限を0.001 %としても

よい。

[0031] N : 0.0060%以下

Nは、Cよりも優先的に、Ti及びNbと析出物を形成し、Cの固定に有効なTi及びNbを減少させる元素である。そのため、N含有量は低い方が好ましい。しかしながら、N含有量が0.0060%を超えた場合に、伸びフランジ性の劣化が著しいので、N含有量を0.0060%以下に制限すればよい。好ましくは、N含有量は、0.0050%以下である。N含有量の下限は特に定めないが、過剰な低減は製造コストの観点から望ましくないので、N含有量を0.0010%以上としてもよい。

[0032] 以上の化学元素は、本実施形態に係る熱延鋼板に含有される基本成分であり、これらの元素を含み、残部が鉄及び不純物からなる化学組成が、本実施形態に係る熱延鋼板の基本組成である。しかしながら、この基本成分に加え（残部のFeの一部の代わりに）、本実施形態に係る熱延鋼板では、さらに、必要に応じて以下の化学元素（選択元素）から選択される1種以上を含有してもよい。以下の元素は必ずしも含有させる必要はないので、その含有量の下限は0%である。これらの選択元素が鋼中に不可避免的に（例えば、各選択元素の量の下限未満の量）混入しても、本実施形態における効果を損なわない。

ここで、不純物とは、合金を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料から、または製造工程の種々の要因によって、鋼中に混入する成分であって、本実施形態に係る熱延鋼板の特性に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0033] Cr : 0~1.0%

Crは鋼の強度向上に寄与する元素である。この効果を得る場合、Crを0.05%以上含有させることが好ましい。一方で、Cr含有量が1.0%を超えると、その効果が飽和して経済性が低下する。そのため、Crを含有させる場合でも、Cr含有量の上限を1.0%とすることが好ましい。

[0034] B : 0~0.10%

Bは、焼入れ性を高め、硬質相である低温変態生成相の組織分率を増加させる元素である。この効果を得る場合、Bの含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。一方、B含有量が0.10%以上になると効果は飽和するとともに、経済性が低下する。そのため、Bを含有させる場合でも、B含有量の上限を0.10%とすることが好ましい。

[0035] Mo : 0.01 ~ 1.0%

Moは焼入性を向上させると共に炭化物を形成して強度を高める効果をする元素である。これらの効果を得る場合、Mo含有量を0.01%以上とすることが望ましい。一方、Mo含有量が1.0%超となると、延性や溶接性が低下するおそれがある。そのため、Moを含有させる場合でも、Mo含有量の上限を、1.0%とすることが望ましい。

[0036] Cu : 0.01 ~ 2.0%

Cuは鋼板強度を上げると共に、耐食性やスケールの剥離性を向上させる元素である。これらの効果を得る場合、Cu含有量を0.01%以上とすることが望ましい。より望ましくは、0.04%以上である。一方、Cu含有量が2.0%超となると、表面疵が発生することが懸念される。そのため、Crを含有させる場合でも、Cr含有量の上限を2.0%とすることが望ましく、1.0%とすることがより望ましい。

[0037] Ni : 0.01% ~ 2.0%

Niは鋼板強度を上げると共に、靱性を向上させる元素である。これらの効果を得る場合、Ni含有量を0.01%以上とすることが望ましい。一方、Ni含有量が2.0%超となると、延性が低下する。そのため、Niを含有させる場合でも、Ni含有量の上限を2.0%とすることが望ましい。

[0038] Ca : 0.0001 ~ 0.05%

Mg : 0.0001 ~ 0.05%

Zr : 0.0001 ~ 0.05%

REM : 0.0001 ~ 0.05%

Ca、Mg、Zr及びREMは、いずれも硫化物や酸化物の形状を制御し

て靱性を向上させる元素である。したがって、この目的のためには、これらの元素の1種または2種以上を各々0.0001%以上含有させることが望ましい。より好ましくは、0.0005%である。しかしながら、これらの元素の含有量が過剰になると伸びフランジ性が劣化する。そのため、これらの元素を含有させる場合でも、含有量の上限をそれぞれ0.05%とすることが望ましい。

[0039] 次に、本実施形態に係る熱延鋼板の組織（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、光学顕微鏡で観察した組織において、面積率で、5～60%のフェライトと30～95%のベイナイトとを含む。このような組織とすることで、強度と加工性とをバランスよく向上させることができる。フェライト分率（面積率）が5%未満であると、延性が劣化し、一般に自動車用部材等で求められる特性の確保が困難となる。一方、フェライト分率が60%超であると、伸びフランジ性が劣化したり、所望の鋼板強度を得ることが困難となる。そのため、フェライト分率は5～60%とする。

また、ベイナイト分率が30%未満であると、伸びフランジ性が劣化する。一方、ベイナイト分率が、95%超であると、延性が劣化する。そのため、ベイナイト分率は、30～95%とする。

フェライト及びベイナイト以外の残部の組織は、特に限定する必要はなく、例えば、マルテンサイト、残留オーステナイト、パーライトなどでよい。しかしながら、残部の組織分率が大きいと伸びフランジ性が劣化することが懸念されるため、残部の割合は面積率で合計10%以下とすることが好ましい。言い換えれば、フェライトとベイナイトとが面積率で合計90%以上であることが好ましい。より好ましくは、フェライトとベイナイトとが面積率で合計100%である。

[0040] 組織分率（面積率）は、以下の方法により得ることができる。まず、熱延鋼板から採取した試料をナイトールでエッチングする。エッチング後に光学顕微鏡を用いて板厚の1/4深さの位置において300 μ m×300 μ mの視野で得られた組織写真に対し、画像解析を行うことによって、フェライト

及びパーライトの面積率、並びにベイナイトとマルテンサイトとの合計面積率を得る。次いで、レペラ腐食した試料を用い、光学顕微鏡を用いて板厚の $1/4$ 深さの位置において $300\mu\text{m} \times 300\mu\text{m}$ の視野で得られた組織写真に対し、画像解析を行うことによって、残留オーステナイトとマルテンサイトとの合計面積率を算出する。

さらに、圧延面法線方向から板厚の $1/4$ 深さまで面削した試料を用い、X線回折測定により残留オーステナイトの体積率を求める。残留オーステナイトの体積率は、面積率と同等であるので、これを残留オーステナイトの面積率とする。

この方法により、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイト、パーライトそれぞれの面積率を得ることができる。

[0041] 本実施形態に係る熱延鋼板は、光学顕微鏡で観察される組織を上述の範囲に制御した上で、さらに、結晶方位解析に多く用いられるEBSD法（電子ビーム後方散乱回折パターン解析法）を用いて得られる、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合を制御する必要がある。具体的には、方位差が 15° 以上である境界を粒界とし、この粒界によって囲まれる領域を結晶粒と定義した場合に、全ての結晶粒のうち、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である前記結晶粒の割合を、面積率で、 20% 以上とする必要がある。

$5 \sim 14^\circ$ の結晶粒の割合を面積率で 20% 以上とした理由は、 20% 未満であると、所望の鋼板強度と伸びフランジ性が得られなくなるためである。 $5 \sim 14^\circ$ の結晶粒の割合は、高くても構わないため、その上限は 100% である。

このような粒内方位差を有する結晶粒は強度と加工性とのバランスが優れる鋼板を得るために有効であるので、その割合を制御することで、所望の鋼板強度を維持しつつ、伸びフランジ性を向上させることができる。

[0042] ここで、粒内の結晶方位差は、その結晶粒に含まれる転位密度と相関があると考えられる。一般的に粒内の転位密度の増加は強度の向上をもたらす一方で加工性を低下させる。しかし、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ に制御された

結晶粒では加工性を低下させることなく強度を向上させることができる。そのため、本実施形態に係る熱延鋼板では、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ の結晶粒の割合を20%以上に制御する。粒内の方位差が 5° 未満の結晶粒は、加工性に優れるが高強度化が困難であり、粒内の方位差が 14° 超の結晶粒は、結晶粒内で変形能が異なるので、伸びフランジ性の向上に寄与しない。

[0043] 粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合は、以下の方法で測定することができる。

まず、鋼板表面から板厚 t の $1/4$ 深さ位置（ $1/4 t$ 部）の圧延方向垂直断面について、圧延方向に $200 \mu\text{m}$ 、圧延面法線方向に $100 \mu\text{m}$ の領域を $0.2 \mu\text{m}$ の測定間隔でEBSD解析して結晶方位情報を得る。ここでEBSD解析は、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡（JEOL製JSM-7001F）とEBSD検出器（TSL製HIKARI検出器）で構成された装置を用い、 $200 \sim 300$ 点/秒の解析速度で実施する。次に、得られた結晶方位情報に対して、方位差 15° 以上かつ円相当径で $0.3 \mu\text{m}$ 以上の領域を結晶粒と定義し、結晶粒の粒内の平均方位差を計算し、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合を求める。上記で定義した結晶粒や粒内の平均方位差は、EBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis（登録商標）」を用いて算出することができる。

本発明における「粒内方位差」とは、結晶粒内の方位分散である「Grain Orientation Spread (GOS)」をあらわし、その値は「EBSD法およびX線回折法によるステンレス鋼の塑性変形におけるミスオリエンテーションの解析」、木村英彦ら、日本機械学会論文集（A編）、71巻、712号、2005年、p. 1722-1728に記載されているように、同一結晶粒内において基準となる結晶方位と全ての測定点間のミスオリエンテーションの平均値として求められる。本実施形態において、基準となる結晶方位は同一結晶粒内の全ての測定点を平均化した方位であり、GOSの値はEBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis（登録商標）Version 7.0.1」を用いて算出すること

ができる。

[0044] 図1は、本実施形態に係る熱延鋼板の、1/4 t 部における、圧延方向垂直断面の100 μ m $\times$ 100 μ m 領域のEBSD解析結果である。図1においては、方位差が15° 以上である粒界によって囲まれる、粒内の方位差が5～14° である領域が灰色で表示されている。

[0045] 本実施形態において、伸びフランジ性は鞍型成型品を用いた、鞍型伸びフランジ試験法で評価する。具体的には、図2に示すような直線部と円弧部とからなる伸びフランジ形状を模擬した鞍型形状の成型品をプレス加工し、そのときの限界成形高さをを用いて伸びフランジ性を評価する。本実施形態の鞍型伸びフランジ試験では、コーナーの曲率半径Rを50～60 mm、開き角 θ を120° とした鞍型成型品を用いて、コーナー部を打ち抜く際のクリアランスを11%とした時の限界成形高さH (mm) を測定する。ここで、クリアランスとは打ち抜きダイスとパンチの間隙と試験片の厚さとの比を示す。クリアランスは実際には打ち抜き工具と板厚の組み合わせによって決まるので、11%とは、10.5～11.5%の範囲を満足することを意味する。限界成形高さの判定は、成形後に目視にて板厚の1/3以上の長さを有するクラックの存在の有無を観察し、クラックが存在しない限界の成形高さとした。

[0046] 従来伸びフランジ成形性に対応した試験法として用いられている穴広げ試験は、周方向のひずみがほとんど分布せずに破断に至るため、実際の伸びフランジ成形時とは破断部周辺のひずみや応力勾配が異なる。また穴広げ試験は、板厚貫通の破断が発生した時点での評価となるなど、本来の伸びフランジ成形を反映した評価になっていない。一方、本実施形態で用いた鞍型伸びフランジ試験では、ひずみ分布を考慮した伸びフランジ性が評価できるため、本来の伸びフランジ成形を反映した評価が可能である。

[0047] 本実施形態に係る熱延鋼板において、フェライトやベイナイトなどの光学顕微鏡組織で観察される各組織の面積率と、粒内の方位差が5～14° である結晶粒の割合とは直接関係するものではない。言い換えれば、例えば、同

一のフェライト面積率及びベイナイト面積率を有する熱延鋼板があったとしても、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合が同一であるとは限らない。従って、フェライト面積率、ベイナイト面積率を制御しただけでは、本実施形態に係る熱延鋼板に相当する特性を得ることはできない。

[0048] 本実施形態に係る熱延鋼板は、例えば以下のような熱間圧延工程及び冷却工程を含む製造方法によって得ることができる。

[0049] <熱間圧延工程について>

熱間圧延工程では、上述した化学成分を有するスラブを加熱し、熱間圧延を行って熱延鋼板を得る。スラブ加熱温度は、下記式(a)で表される $SRT_{min}^\circ C$ 以上 $1260^\circ C$ 以下とすることが好ましい。

$$SRT_{min} = 7000 / \{2.75 - \log([Ti] \times [C])\} - 273 \dots (a)$$

ここで、式(a)中の $[Ti]$ 、 $[C]$ は、質量%での Ti 、 C の含有量を示す。

本実施形態に係る熱延鋼板は、 Ti を含有しており、スラブ加熱温度が $SRT_{min}^\circ C$ 未満であると、 Ti が十分に溶体化しない。スラブ加熱時に Ti が溶体化しないと、 Ti を炭化物(TiC)として微細析出させて、析出強化により鋼の強度を向上させることが困難となる。また、炭化物(TiC)を形成することによって C を固定して、バーリング性にとって有害なセメントタイトの生成を抑制することが困難となる。また、この場合、粒内の結晶方位差が $5 \sim 14^\circ$ の結晶粒の割合も低下するため好ましくない。

一方、スラブ加熱工程における加熱温度が $1260^\circ C$ 超であると、スケールオフにより歩留が低下する。そのため、加熱温度は $SRT_{min}^\circ C$ 以上 $1260^\circ C$ 以下とすることが好ましい。

[0050] 粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合を20%以上にする場合、加熱されたスラブに対して行われる熱間圧延において、仕上げ圧延の後段3段(最終3パス)での累積ひずみを0.5~0.6とした上で、後述する冷却を行うことが有効である。これは、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶

粒は比較的低温でパラ平衡状態で変態することにより生成するので、変態前のオーステナイトの転位密度をある範囲に限定するとともにその後の冷却速度をある範囲に限定することによって、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の生成を制御することができるためである。

すなわち、仕上げ圧延の後段３段での累積ひずみ及びその後の冷却を制御することで、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の核生成頻度およびその後の成長速度を制御できるので、結果として得られる体積分率も制御できる。より具体的には、仕上げ圧延によって導入されるオーステナイトの転位密度が主に核生成頻度に関わり、圧延後の冷却速度が主に成長速度に関わる。

仕上げ圧延の後段３段の累積ひずみが 0.5 未満では、導入されるオーステナイトの転位密度が十分でなく、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合が 20% 未満となるため好ましくない。また、仕上げ圧延の後段３段の累積ひずみが 0.6 超であると、熱間圧延中にオーステナイトの再結晶が起こり、変態時の蓄積転位密度が低下する。この場合、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合が 20% 未満になってしまうため好ましくない。

本実施形態で言う仕上げ圧延の後段３段の累積ひずみ ($\varepsilon_{eff.}$) は、以下の式 (1) によって求めることができる。

$$\varepsilon_{eff.} = \sum \varepsilon_i(t, T) \cdots (1)$$

ここで、

$$\varepsilon_i(t, T) = \varepsilon_{i0} / \exp \{ (t / \tau_R)^{2/3} \}、$$

$$\tau_R = \tau_0 \cdot \exp(Q / RT)、$$

$$\tau_0 = 8.46 \times 10^{-6}、$$

$$Q = 183200 \text{ J}、$$

$$R = 8.314 \text{ J/K} \cdot \text{mol}、\text{であり、}$$

ε_{i0} は圧下時の対数ひずみを示し、 t は当該パスでの冷却直前までの累積時間を示し、 T は当該パスでの圧延温度を示す。

[0051] 圧延終了温度は $A_r 3^\circ\text{C}$ 以上とすることが好ましい。圧延終了温度を A_r

3℃未満とすると、変態前のオーステナイトの転位密度が過度に高まり、粒内の方位差が5～14°である結晶粒を20%以上とすることが困難となる。

また、熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延とを含むが、仕上げ圧延は複数の圧延機を直線的に配置し1方向に連続圧延して所定の厚みを得るタンデム圧延機を用いて行うことが好ましい。また、タンデム圧延機を用いて仕上げ圧延を行う場合、圧延機と圧延機との間で冷却（スタンド間冷却）を行って、仕上げ圧延中の鋼板温度がAr3℃以上～Ar3+150℃以下の範囲となるように制御することが好ましい。仕上げ圧延時の鋼板の最高温度がAr3+150℃を超えると、粒径が大きくなりすぎるために靱性が劣化することが懸念される。

上記のような条件の熱間圧延を行うことで、変態前のオーステナイトの転位密度範囲を限定し、粒内の方位差が5～14°である結晶粒を所望の割合で得ることが容易となる。

[0052] Ar3は鋼板の化学成分に基づき、圧下による変態点への影響を考慮した、下記式（2）で算出する。

$$\begin{aligned} \text{Ar3} = & 970 - 325 \times [\text{C}] + 33 \times [\text{Si}] + 287 \times [\text{P}] + 40 \\ & \times [\text{Al}] - 92 \times ([\text{Mn}] + [\text{Mo}] + [\text{Cu}]) - 46 \times ([\text{Cr}] \\ & + [\text{Ni}]) \cdots (2) \end{aligned}$$

ここで、[C]、[Si]、[P]、[Al]、[Mn]、[Mo]、[Cu]、[Cr]、[Ni]は、それぞれ、C、Si、P、Al、Mn、Mo、Cu、Cr、Niの質量%での含有量を示す。含有されていない元素については、0%として計算する。

[0053] <冷却工程について>

熱間圧延後の熱延鋼板に対して、冷却を行う。冷却工程では熱間圧延が完了した熱延鋼板に対して、10℃/s以上の冷却速度で、650～750℃の温度域まで冷却し（第1の冷却）、この温度域で、1～10秒間保持し、その後、450～650℃の温度域まで30℃/s以上の冷却速度で冷却し

(第2の冷却)する。

第1の冷却の冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満であると、粒内の結晶方位差が $5\sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が低下するため好ましくない。また、第1の冷却の冷却停止温度が 650°C 未満であると、面積率で5%以上のフェライトを得ることが困難となるとともに、粒内の結晶方位差が $5\sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が低下するため好ましくない。

また、第1の冷却の冷却停止温度が 750°C 超であると、面積率で30%以上のベイナイトを得ることが困難となるとともに、粒内の結晶方位差が $5\sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が低下するため好ましくない。また、 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ での保持時間が10秒を超えると、バーリング性に有害なセメンタイトが生成しやすくなるとともに、面積率で30%以上のベイナイトを得ることが困難となり、さらに粒内の結晶方位差が $5\sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が低下するため好ましくない。 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ での保持時間が1秒未満であると、フェライトを面積率で5%以上得る事が困難となるとともに、粒内の結晶方位差が $5\sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が低下するため好ましくない。

また、第2の冷却の冷却速度が $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満であると、バーリング性に有害なセメンタイトが生成しやすくなるとともに、粒内の結晶方位差が $5\sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が低下するため好ましくない。第2の冷却の冷却停止温度が 450°C 未満であったり、 650°C 超となると、粒内の方位差が $5\sim 14^{\circ}$ である結晶粒を所望の割合で得ることが困難となる。

第1の冷却、第2の冷却における冷却速度の上限は、特に限定する必要はないが、冷却設備の設備能力を考慮して $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下としてもよい。

[0054] 上述した製造方法によれば、面積率で、 $5\sim 60\%$ のフェライトと $30\sim 95\%$ のベイナイトとを含むとともに、方位差が 15° 以上である粒界によって囲まれ、かつ円相当径が $0.3\mu\text{m}$ 以下である領域を結晶粒と定義した場合、粒内の方位差が $5\sim 14^{\circ}$ である前記結晶粒の割合が、面積率で、 $20\sim 100\%$ である組織を得ることができる。

上述の製造方法では、熱間圧延条件を制御することによりオーステナイト

に加工転位を導入した上で、冷却条件を制御することにより導入された加工転位を適度に残すことが重要である。すなわち、熱間圧延条件または冷却条件を単独で制御したとしても、本実施形態に係る熱延鋼板を得ることはできず、熱間圧延条件及び冷却条件を同時に制御することが重要である。上記以外の条件については、例えば第2の冷却の後に公知の方法で巻き取るなど、公知の方法を用いればよく、特に限定する必要はない。

実施例

[0055] 以下、本発明の熱延鋼板の実施例を挙げ、本発明をより具体的に説明するが、本発明は、もとより下記実施例に限定されるものではなく、前、後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0056] 本実施例においては、まず、下記表1に示す組成を有する鋼を溶製して鋼片を製造し、この鋼片を加熱して、熱間で粗圧延を行った後、引き続いて、下記表2に示す条件で仕上げ圧延を行った。仕上げ圧延後の板厚は2.2～3.4mmであった。表2に記載した、 A_{r3} (°C) は表1に示した成分より次式(2)を用いて求めた。

$$A_{r3} = 970 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \cdots (2)$$

また、仕上げ3段の累積歪みは次式(1)より求めた。

$$\varepsilon_{eff} = \sum \varepsilon_i(t, T) \cdots (1)$$

ここで、

$$\varepsilon_i(t, T) = \varepsilon_{i0} / \exp \{ (t / \tau R)^{2/3} \},$$

$$\tau R = \tau_0 \cdot \exp(Q / RT),$$

$$\tau_0 = 8.46 \times 10^{-6},$$

$$Q = 183200 \text{ J},$$

$$R = 8.314 \text{ J/K} \cdot \text{mol}, \text{ であり、}$$

ε_{i0} は圧下時の対数ひずみを示し、 t は当該パスでの冷却直前までの累

積時間を示し、Tは当該パスでの圧延温度を示す。

表 1 の空欄は、分析値が検出限界未満であったことを意味する。

[0057]

[表1]

鋼 No.	化学組成															(質量%, 残部: Feおよび不純物)					Ar3 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N	Cr	B	Mo	Cu	Ni	Mg	REM	Ca	Zr			
A	0.045	0.40	0.70	0.010	0.005	0.050	0.120	0.030	0.0023										909		
B	0.035	0.30	1.00	0.018	0.003	0.030	0.080	0.020	0.0017										883		
C	0.068	1.20	1.20	0.021	0.006	0.040	0.100	0.040	0.0031								0.001		885		
D	0.052	0.80	1.50	0.015	0.009	0.030	0.090	0.030	0.0025	0.15									840		
E	0.037	0.20	1.00	0.012	0.008	0.040	0.030	0.020	0.0026										871		
F	0.040	0.90	1.20	0.013	0.010	0.030	0.130	0.035	0.0032										881		
G	0.062	0.70	1.20	0.011	0.009	0.100	0.090	0.030	0.0041		0.0010								870		
H	0.050	0.50	1.30	0.015	0.008	0.030	0.110	0.040	0.0026										856		
I	0.058	0.60	1.00	0.009	0.010	0.080	0.080	0.020	0.0018				0.06	0.03				0.001	878		
J	0.030	0.60	0.70	0.011	0.006	0.030	0.100	0.020	0.0026										920		
K	0.041	1.40	1.70	0.008	0.003	0.050	0.120	0.030	0.0032			0.13							839		
L	0.052	0.40	1.50	0.013	0.005	0.040	0.110	0.040	0.002							0.005			834		
M	0.055	0.20	1.20	0.015	0.008	0.030	0.130	0.020	0.001				0.08	0.04					845		
N	0.064	0.80	1.40	0.014	0.007	0.050	0.060	0.015	0.002										853		
O	0.060	0.60	1.60	0.016	0.009	0.040	0.090	0.020	0.002						0.0003				829		
P	0.050	0.80	1.80	0.013	0.010	0.030	0.080	0.030	0.003										819		
Q	0.037	0.10	1.40	0.008	0.008	0.200	0.050	0.010	0.003										843		
a	0.120	0.40	1.20	0.008	0.006	0.300	0.060	0.040	0.001										848		
b	0.050	2.70	0.80	0.009	0.010	0.050	0.080	0.030	0.002								0.0006		974		
c	0.045	0.20	3.20	0.012	0.008	0.040	0.050	0.040	0.003										673		
d	0.038	0.50	0.80	0.010	0.007	0.030	0.009	0.020	0.004		0.0030								905		
e	0.062	0.60	1.70	0.013	0.008	0.030	0.230	0.030	0.002										818		
f	0.065	0.30	1.00	0.011	0.007	0.040	0.065	0.000	0.003										872		
g	0.048	0.50	1.20	0.015	0.009	0.060	0.120	0.080	0.003										867		

下線は、本発明で規定する範囲外であることを示す。

[0058] [表2]

試験 No.	鋼 No.	Ar3	SRTmin	加熱温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	仕上げ圧延 後段3段の 累積ひずみ	仕上げ圧延時の 鋼板の最高温度 (°C)	第1の冷却の 冷却速度 (°C/s)	第1の冷却の 冷却停止温度 (°C)	650~750°C での保持時間 (秒)	第2の冷却の 冷却速度 (°C/s)	第2の冷却の 冷却停止温度 (°C)
1	A	909	1122	1200	913	0.55	1030	15	740	3	35	550
2	B	883	1047	1180	900	0.58	1010	20	700	4	40	550
3	C	885	1150	1220	902	0.56	1000	30	660	2	45	600
4	D	840	1105	1200	880	0.55	980	35	680	5	35	600
5	E	871	954	1180	900	0.52	1000	30	700	3	40	570
6	F	881	1118	1200	920	0.53	1020	20	680	4	50	510
7	G	870	1126	1180	892	0.54	990	35	710	6	33	480
8	H	856	1124	1230	910	0.59	1000	20	720	3	40	550
9	I	878	1104	1210	893	0.56	1005	40	680	2	35	600
10	J	920	1055	1230	930	0.57	1020	27	730	4	40	580
11	K	839	1111	1200	889	0.51	970	16	740	8	36	620
12	L	834	1129	1200	920	0.56	970	55	700	3	60	550
13	M	845	1157	1230	902	0.54	970	48	690	2	54	530
14	N	853	1082	1180	880	0.53	980	45	700	4	65	510
15	O	829	1122	1200	889	0.58	970	40	710	6	36	520
16	P	819	1087	1180	870	0.58	960	15	680	5	55	560
17	Q	843	1004	1200	908	0.59	987	23	730	5	49	600
18	a	848	1158	1210	890	0.55	990	30	690	4	35	580
19	b	974	1087	1180	982	0.56	1079	25	700	5	45	550
20	c	673	1024	1200	760	0.57	820	43	740	6	37	540
21	d	905	853	1200	908	0.55	990	18	680	2	42	530
22	e	818	1250	1270	870	0.54	960	32	660	3	53	520
23	f	872	1093	1200	890	0.56	990	26	700	7	55	610
24	g	867	1130	1210	900	0.55	980	45	690	4	46	630
25	M	845	1157	1130	900	0.54	980	30	700	4	35	550
26	C	885	1150	1180	850	0.52	1010	15	720	3	50	570
27	C	885	1150	1200	892	0.44	1010	24	710	6	43	580
28	C	885	1150	1200	903	0.69	1010	43	690	3	54	550
29	C	885	1150	1210	950	0.58	1050	35	720	3	43	530
30	C	885	1150	1200	902	0.59	1010	3	700	6	35	550
31	C	885	1150	1190	920	0.56	1010	23	540	4	36	500
32	M	845	1157	1200	900	0.53	990	45	790	5	35	640
33	M	845	1157	1180	889	0.54	980	20	700	0	48	540
34	M	845	1157	1200	890	0.55	990	16	670	15	45	530
35	M	845	1157	1200	895	0.56	985	45	680	4	15	550
36	M	845	1157	1210	902	0.57	990	32	700	5	43	350
37	M	845	1157	1210	900	0.52	980	29	690	3	35	690

[0059] 得られた熱延鋼板に対して、各組織の組織分率（面積率）、及び粒内の方

位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合を求めた。組織分率（面積率）は、以下の方法により求めた。まず、熱延鋼板から採取した試料をナイトールでエッチングした。エッチング後に光学顕微鏡を用いて板厚の $1/4$ 深さの位置において $300\mu\text{m} \times 300\mu\text{m}$ の視野で得られた組織写真に対し、画像解析を行うことによって、フェライト及びパーライトの面積率、並びにベイナイトとマルテンサイトとの合計面積率を得た。次いで、レペラ腐食した試料を用い、光学顕微鏡を用いて板厚の $1/4$ 深さの位置において $300\mu\text{m} \times 300\mu\text{m}$ の視野で得られた組織写真に対し、画像解析を行うことによって、残留オーステナイトとマルテンサイトとの合計面積率を算出した。

さらに、圧延面法線方向から板厚の $1/4$ 深さまで面削した試料を用い、X線回折測定により残留オーステナイトの体積率を求めた。残留オーステナイトの体積率は、面積率と同等であるので、これを残留オーステナイトの面積率とした。

この方法により、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイト、パーライトそれぞれの面積率を得た。

また、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合は、以下の方法で測定した。まず、鋼板表面から板厚 t の $1/4$ 深さ位置（ $1/4 t$ 部）の圧延方向垂直断面について、圧延方向に $200\mu\text{m}$ 、圧延面法線方向に $100\mu\text{m}$ の領域を $0.2\mu\text{m}$ の測定間隔でEBSD解析して結晶方位情報を得た。ここでEBSD解析は、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡（JEOL製JSM-7001F）とEBSD検出器（TSL製HIKARI検出器）で構成された装置を用い、 $200 \sim 300$ 点/秒の解析速度で実施した。次に、得られた結晶方位情報に対して、方位差 15° 以上かつ円相当径で $0.3\mu\text{m}$ 以上の領域を結晶粒と定義し、結晶粒の粒内の平均方位差を計算し、粒内の方位差が $5 \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合を求めた。上記で定義した結晶粒や粒内の平均方位差は、EBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis（登録商標）」を用いて算出した。

[0060] 次に、引張試験において、降伏強度と引張強度とを求め、鞍型伸びフラン

ジ試験によって、限界成形高さを求めた。また、引張強度（MPa）と限界成形高さ（mm）との積を伸びフランジ性の指標として評価を行い、積が19500mm・MPa以上の場合に、伸びフランジ性に優れると判断した。

引張試験は、JIS5号引張試験片を圧延方向に対して直角方向から採取し、この試験片を用いて、JISZ2241に準じて試験を行った。

また、鞍型伸びフランジ試験は、コーナーの曲率半径をR60mm、開き角 θ を120°とした鞍型成型品を用いて、コーナー部を打ち抜く際のクリアランスを11%として行った。また、限界成形高さは、成形後に目視にて板厚の1/3以上の長さを有するクラックの存在の有無を観察し、クラックが存在しない限界の成形高さとした。

結果を表3に示す。

[0061]

[表3]

試験 No.	フェライト面積率 (%)	ベイナイト面積率 (%)	粒内の方位差5~14° の結晶粒の割合 (%)	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	伸びフランジ性 の指標 (mm・MPa)	備考
1	40	60	50	590	672	20832	本発明例
2	51	49	70	574	625	22500	本発明例
3	13	87	60	770	831	21606	本発明例
4	15	85	63	675	790	22120	本発明例
5	58	42	33	513	606	19998	本発明例
6	15	85	42	722	814	20350	本発明例
7	27	73	53	625	724	20996	本発明例
8	15	85	73	684	788	22064	本発明例
9	49	51	68	573	624	22464	本発明例
10	40	60	71	561	645	21930	本発明例
11	12	88	48	780	860	20640	本発明例
12	16	84	72	686	860	22360	本発明例
13	32	68	52	656	703	21090	本発明例
14	34	66	56	588	683	21856	本発明例
15	25	75	80	577	716	22912	本発明例
16	12	88	74	737	801	22428	本発明例
17	56	36	75	538	601	22237	本発明例
18	0	65	11	678	873	17460	比較例
19	100	0	9	456	652	18256	比較例
20	2	45	15	899	1012	10120	比較例
21	67	33	27	423	523	20920	比較例
22	圧延中に割れ発生						比較例
23	72	28	25	447	555	20535	比較例
24	89	11	7	900	999	7992	比較例
25	79	21	19	489	578	20230	比較例
26	67	33	3	673	723	17352	比較例
27	14	86	18	760	809	18607	比較例
28	11	89	13	772	832	18304	比較例
29	23	77	8	756	802	18446	比較例
30	45	55	18	759	789	18147	比較例
31	4	96	10	773	820	16400	比較例
32	78	22	17	559	653	17631	比較例
33	2	98	18	623	745	16390	比較例
34	82	18	13	555	649	16874	比較例
35	69	31	11	566	679	16975	比較例
36	43	49	12	598	763	19075	比較例
37	78	22	10	570	678	17628	比較例

[0062] 表3に示す結果から明らかなとおり、本発明で規定する化学成分を好ましい条件で熱間圧延した場合（試験No. 1～17）には、強度が590MPa以上であり、かつ伸びフランジ性の指標が19500mm・MPa以上である高強度熱延鋼板が得られた。

一方、製造No. 18～24は、化学成分が本発明の範囲外である鋼No. a～gを用いた比較例である。また、No. 25～37は製造条件が望ましい範囲から外れた結果、光学顕微鏡で観察される組織及び粒内の方位差が5～14°である結晶粒の割合のいずれか、または両方が本発明の範囲を満たさなかった比較例である。これらの例では、伸びフランジ性が目標値を満

足しなかった。また、一部の例では引張強度も低くなっていた。

産業上の利用可能性

[0063] 本発明によれば、高強度でありながら厳しい伸びフランジ性が要求される部材への適用が可能な、伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板を提供することができる。これらの鋼板は、自動車の燃費向上等に寄与するため、産業上の利用可能性が高い。

請求の範囲

[請求項1]

化学成分が、質量％で、

C : 0.020~0.070%、

Si : 0.10~1.70%、

Mn : 0.60~2.50%、

Al : 0.01~1.00%、

Ti : 0.015~0.170%、

Nb : 0.005~0.050%、

Cr : 0~1.0%、

B : 0~0.10%、

Mo : 0~1.0%、

Cu : 0~2.0%、

Ni : 0~2.0%、

Mg : 0~0.05%、

REM : 0~0.05%、

Ca : 0~0.05%、

Zr : 0~0.05%

を含有し、

P : 0.05%以下、

S : 0.010%以下、

N : 0.0060%以下、

に制限し、

残部がFe及び不純物からなり；

組織が、面積率で、5~60%のフェライトと30~95%のベイナイトとを含み；

前記組織において、方位差が 15° 以上である境界を粒界とし、前記粒界によって囲まれ、かつ円相当径が $0.3\mu\text{m}$ 以上である領域を結晶粒と定義した場合、粒内の方位差が $5\sim 14^{\circ}$ である前記結晶粒

の割合が、面積率で、20～100%である；
ことを特徴とする熱延鋼板。

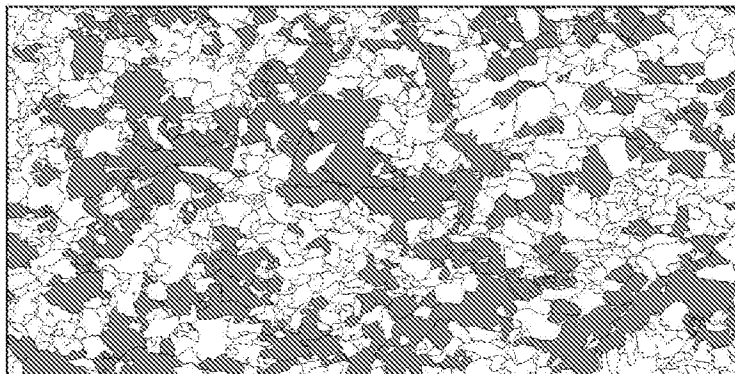
[請求項2] 引張強度が、590MPa以上、前記引張強度と鞍型伸びフランジ試験における限界成形高さとの積が19500mm・MPa以上であることを特徴とする請求項1に記載の熱延鋼板。

[請求項3] 前記化学成分が、質量%で、
Cr：0.05～1.0%、
B：0.0005～0.10%、
から選択される1種以上を含むことを特徴とする請求項1または2に記載の熱延鋼板。

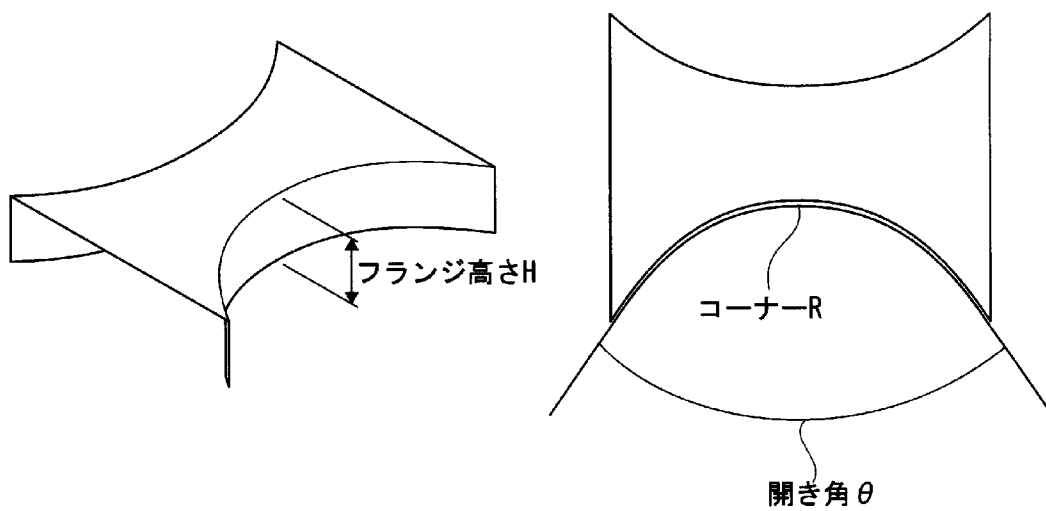
[請求項4] 前記化学成分が、質量%で、
Mo：0.01～1.0%、
Cu：0.01～2.0%、
Ni：0.01%～2.0%
から選択される1種以上を含むことを特徴とする請求項1～3のいずれか一項に記載の熱延鋼板。

[請求項5] 前記化学成分が、質量%で、
Ca：0.0001～0.05%、
Mg：0.0001～0.05%、
Zr：0.0001～0.05%、
REM：0.0001～0.05%
から選択される1種以上を含むことを特徴とする請求項1～4のいずれか一項に記載の熱延鋼板。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/055074

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(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-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46

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 2009-19265 A (Nippon Steel Corp.), 29 January 2009 (29.01.2009), (Family: none)	1-5
A	JP 2001-200331 A (NKK Corp.), 24 July 2001 (24.07.2001), (Family: none)	1-5
A	JP 2009-275238 A (Nippon Steel Corp.), 26 November 2009 (26.11.2009), (Family: none)	1-5
A	JP 2007-231399 A (Nakayama Steel Works, Ltd.), 13 September 2007 (13.09.2007), (Family: none)	1-5

☐ 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
06 May 2016 (06.05.16)

Date of mailing of the international search report
17 May 2016 (17.05.16)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

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, 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-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46

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 2009-19265 A (新日本製鐵株式会社) 2009.01.29, (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2001-200331 A (日本鋼管株式会社) 2001.07.24, (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2009-275238 A (新日本製鐵株式会社) 2009.11.26, (ファミリーなし)	1-5

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

06.05.2016

国際調査報告の発送日

17.05.2016

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

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)

鈴木 葉子

4 K

3557

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 2007-231399 A (株式会社中山製鋼所) 2007. 09. 13, (ファミリーなし)	1-5