

(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10月1日(01.10.2020)



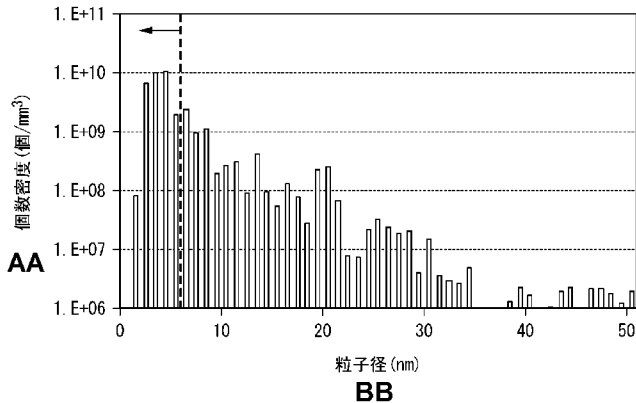
(10) 国際公開番号

WO 2020/196311 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/JP2020/012425
- (22) 国際出願日: 2020年3月19日(19.03.2020)
- (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 2019-055469 2019年3月22日(22.03.2019) 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: 東昌史 (AZUMA Masafumi); 〒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). 桜田 栄作 (SAKURADA Eisaku); 〒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). 虻川 玄紀 (ABUKAWA Genki); 〒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). 大塚 研一郎 (OTSUKA Kenichiro); 〒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). 豊田 武 (TOYODA Takeshi); 〒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,

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 高強度鋼板及びその製造方法



AA Number density (counts/mm³)
BB Particle diameter (nm)

(57) Abstract: This high-strength steel plate has a predetermined chemical composition, and has a microstructure containing at least 95 vol% in total of annealed martensite and bainite, with the remainder comprising ferrite and pearlite, wherein the number of precipitates having a Heywood's diameter of 5.0 nm or less and containing Ti is at least 5.0×10^9 per unit volume (mm³) of the microstructure, Hvs/Hvc, which is the ratio of the average hardness Hvs at a depth of 20 μm from the surface to the average hardness Hvc at a depth of 0.20-0.50 mm from the surface, is at least 0.85, the tensile strength is at least 980 MPa, and the product of the tensile strength and the elongation is at least 12000 MPa×%.



WO 2020/196311 A1

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))

(57) 要約: この高強度鋼板は、所定の化学組成を有し、マイクロ組織が、体積率で、焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトを合計で95%以上含有し、残部がフェライト及びパーライトからなり、前記マイクロ組織が、円相当径が5.0nm以下でありかつTiを含有する析出物を単位体積当たり 5.0×10^9 個/ mm^3 以上含有し、表面から深さ20 μm の位置における平均硬度Hv_sと、前記表面から0.20~0.50mmの位置における平均硬度Hv_cとの比であるHv_s/Hv_cが、0.85以上であり、引張強度が980MPa以上であり、前記引張強度と伸びとの積が、12000MPa×%以上である。

明 細 書

発明の名称：高強度鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度鋼板及びその製造方法に関する。

本願は、2019年03月22日に、日本に出願された特願2019-055469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、地球環境保護のため、自動車の燃費向上が求められている。自動車の燃費向上に関し、自動車部品に用いられる鋼板（自動車用鋼板）に対しては、耐衝突性能を確保しつつ車体を軽量化するため、高強度鋼板の適用が進んでおり、足回り部品向けにも高強度鋼板の開発が進んでいる。自動車の足回り部品に適用される鋼板には、高引張強度、高耐力（高YP）、高延性に加えて、耐疲労特性に優れることも求められる。

[0003] 例えば特許文献1、2には、熱延後の鋼板に焼鈍とその前後にスキンパス圧延とを実施することによって、高強度化を図った鋼板が開示されている。また、特許文献1、2には、これらの鋼板が耐疲労特性に優れることが開示されている。

しかしながら、特許文献1に開示された高強度鋼板では、980MPa以上の引張強度が得られてない。また、特許文献2に開示された高強度鋼板は、980MPa以上の引張強度は確保可能なものの、足回り部品への更なる適用拡大のため、延性（特に伸び）の向上が求められていた。

[0004] 上述のように、従来、980MPa以上の高引張強度を有し、かつ高耐力、高延性を有し、耐疲労特性にも優れる鋼板については提案されていなかった。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：国際公開第2018/026013号

特許文献2：国際公開第2010/137317号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 本発明は上記の課題に鑑みてなされた。本発明は、自動車の足回り部品に好適な、高耐力、高延性、かつ優れた耐疲労特性を有し、引張強度が980 MPa以上である高強度鋼板とその製造方法と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

[0007] 本発明者らは、上記課題を解決する手法について鋭意検討した。その結果、所定の化学組成を有する鋼板において、ミクロ組織を、焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトを合計で95%以上含有する組織とし、ミクロ組織が、Tiを含有する円相当径が5.0 nm以下の析出物を、単位体積当たり 5.0×10^9 個/mm³以上含有し、表面から深さ20 μmの位置における平均硬度H_{v s}と、表面から0.20~0.50 mmの位置における平均硬度H_{v c}との比であるH_{v s}/H_{v c}が0.85以上となるようにすることで、高耐力、高延性（高伸び）、かつ優れた耐疲労特性を有する、引張強度が980 MPa以上かつ引張強度と延性（伸び）との積（TS×E_l）が12000 MPa×%以上である鋼板を製造可能なことを見出した。

また、このような鋼板を得るためには、多量に含有させたTiやNbを溶解するために、熱延に供するスラブを1230℃以上に加熱し、熱延後の捲き取り温度を300℃以上600℃以下にしてマルテンサイトとベイナイトとの混合組織とするとともに、熱延後の捲き取り時の析出物の析出を抑制し、捲き取り後の熱延鋼板に軽圧下を実施することで転位を導入して、転位をTiやNb析出物の核生成サイトとして、450~Ac₁℃の温度域で短時間熱処理することで、微細なTiを含む析出物を、所定量以上析出させることが有効であることを見出した。

[0008] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

(1) 本発明の一態様に係る高強度鋼板は、化学組成が、質量%で、C : 0.020~0.090%、Si : 0.01~2.00%、Mn : 1.00~3.00%、Ti : 0.010~0.200%、Al : 0.005~1.000%、P : 0.100%以下、S : 0.0100%以下、N : 0.0100%以下、Ni : 0~2.00%、Cu : 0~2.00%、Cr : 0~2.00%、Mo : 0~2.00%、Nb : 0~0.100%、V : 0~0.100%、W : 0~0.100%、B : 0~0.0100%、REM : 0~0.0300%、Ca : 0~0.0300%、Mg : 0~0.0300%、を含有し、残部がFe及び不純物からなり、 $0.100 \leq Ti + Nb + V \leq 0.450$ を満足し、ミクロ組織が、体積率で、焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトを合計で95%以上含有し、残部がフェライト及びパーライトからなり、前記ミクロ組織が、円相当径が5.0nm以下でありかつTiを含有する析出物を単位体積当たり 5.0×10^9 個/mm³以上含有し、表面から深さ20 μ mの位置における平均硬度H_{v s}と、前記表面から0.20~0.50mmの位置における平均硬度H_{v c}との比であるH_{v s}/H_{v c}が、0.85以上であり、引張強度が980MPa以上であり、前記引張強度と伸びとの積が、12000MPa×%以上である。

(2) 上記(1)に記載の高強度鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Ni : 0.01~2.00%、Cu : 0.01~2.00%、Cr : 0.01~2.00%、Mo : 0.01~2.00%、Nb : 0.005~0.100%、V : 0.005~0.100%、W : 0.005~0.100%、B : 0.0005~0.0100%、REM : 0.0003~0.0300%、Ca : 0.0003~0.0300%、Mg : 0.0003~0.0300%からなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。

(3) 上記(1)または(2)に記載の高強度鋼板は、前記表面に溶融亜鉛めっき層を備えてもよい。

(4) (3)に記載の高強度鋼板は、前記溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層であってもよい。

(5) 本発明の別の態様に係る高強度鋼板の製造方法は、上記(1)又(2)に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、化学組成が、質量%で、C:0.020~0.090%、Si:0.01~2.00%、Mn:1.00~3.00%、Ti:0.010~0.200%、Al:0.005~1.000%、P:0.100%以下、S:0.0100%以下、N:0.0100%以下、Ni:0~2.00%、Cu:0~2.00%、Cr:0~2.00%、Mo:0~2.00%、Nb:0~0.100%、V:0~0.100%、W:0~0.100%、B:0~0.0100%、REM:0~0.0300%、Ca:0~0.0300%、Mg:0~0.0300%を含有し、残部がFe及び不純物からなるスラブを1230℃以上に加熱する加熱工程と；前記スラブに対して、仕上げ圧延温度が930℃以上となるように熱間圧延を行って熱延鋼板を得る熱延工程と；前記熱延鋼板を、300℃以上、600℃以下で捲き取った後、室温まで冷却する捲き取り工程と；前記捲き取り工程後の前記熱延鋼板に対して酸洗を行う酸洗工程と；前記酸洗工程後の前記熱延鋼板に、5%超、30%以下の圧下率で圧下を行う軽圧下工程と；前記軽圧下工程後の前記熱延鋼板を、450~Ac1℃の温度域に再加熱し、10~1500秒保持する再加熱工程と；を備える。

(6) 上記(5)に記載の高強度鋼板の製造方法は、さらに、前記再加熱工程後の前記熱延鋼板に、溶融亜鉛めっきを施す溶融亜鉛めっき工程を備えてもよい。

(7) 上記(6)に記載の高強度鋼板の製造方法は、さらに、前記溶融亜鉛めっき工程後の前記熱延鋼板を、460~600℃に加熱する合金化工程を備えてもよい。

発明の効果

[0009] 本発明の上記態様によれば、高耐力、高延性及び優れた耐疲労特性を有する、引張強度が980MPa以上の高強度鋼板を提供できる。この鋼板は、自動車部品の軽量化に寄与することから工業的に大きな価値がある。また、この鋼板は、高強度（高引張強度）、高耐力、高延性であり、かつ耐疲労特

性に優れるので、自動車の足回り部品に好適である。

本発明の高強度鋼板は、表面に亜鉛めっき層を備える高強度溶融亜鉛めっき鋼板、並びに、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板等のめっき鋼板を含む。

図面の簡単な説明

[0010] [図1A]本発明鋼の、Tiを含む析出物の粒子径ごとの個数密度を示す図である。

[図1B]比較鋼の、Tiを含む析出物の粒子径ごとの個数密度を示す図である。

[図2A]熱延後の捲き取り温度とYP（耐力）との関係を示す図である。

[図2B]熱延後の捲き取り温度とTS（引張強度）との関係を示す図である。

[図2C]熱延後の捲き取り温度とTS×EI（伸び）との関係を示す図である。

[図2D]熱延後の捲き取り温度とλ（穴広げ率）との関係を示す図である。

[図3A]軽圧下での圧下率とYP（耐力）との関係を示す図である。

[図3B]軽圧下での圧下率とTS（引張強度）との関係を示す図である。

[図3C]軽圧下での圧下率とTS×EI（伸び）との関係を示す図である。

[図3D]軽圧下での圧下率とλ（穴広げ率）との関係を示す図である。

[図4A]再加熱工程での熱処理温度とYP（耐力）との関係を示す図である。

[図4B]再加熱工程での熱処理温度とTS（引張強度）との関係を示す図である。

[図4C]再加熱工程での熱処理温度とTS×EI（伸び）との関係を示す図である。

[図4D]再加熱工程での熱処理温度とλ（穴広げ率）との関係を示す図である。

[図5A]再加熱工程での熱処理時間とYP（耐力）との関係を示す図である。

[図5B]再加熱工程での熱処理時間とTS（引張強度）との関係を示す図である。

[図5C]再加熱工程での熱処理時間とTS×EI（伸び）との関係を示す図である。

ある。

[図5D]再加熱工程での熱処理時間と λ （穴広げ率）との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0011] 本発明の一実施形態に係る高強度鋼板（以下、本実施形態に係る鋼板）は、所定の化学組成を有し、ミクロ組織が、焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトを合計で95%以上含有し、残部がフェライト及びパーライトからなり、前記ミクロ組織が、Tiを含有する円相当径が5.0nm以下の析出物を、単位体積当たり 5.0×10^9 個/mm³以上含有し、表面から深さ20 μ mの位置における平均硬度H_{v s}と表面から0.20~0.50mmの位置における平均硬度H_{v c}との比であるH_{v s}/H_{v c}が、0.85以上である。また、本実施形態に係る鋼板は、引張強度が980MPa以上であり、引張強度と伸びとの積が12000MPa×%以上である。

本実施形態に係る鋼板では、高強度、高延性であり、Y_P/T_S≥0.90という高耐力、疲労限/T_S≥0.40以上という優れた耐疲労特性が得られる。また、穴広げ率も40%以上を確保できる。

[0012] 以下、本実施形態に係る鋼板について詳細に説明する。

[0013] <ミクロ組織が、体積率で、焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトを合計で95%以上含有し、残部がフェライト及びパーライトからなる>

まず、ミクロ組織の限定理由に関して述べる。

本実施形態に係る鋼板では、ミクロ組織の主相は、体積率で合計95%以上の焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトである。

本実施形態に係る鋼板は、後述するように、熱延、これに引き続く軽圧下による転位導入および熱処理を利用して、Tiを含有する円相当径が5.0nm以下の析出物を、その個数密度が 5.0×10^9 個/mm³以上となるように制御している。そのため、熱処理前のミクロ組織の主相を、熱処理時に析出物の析出サイトとなる転位を多く含むマルテンサイトまたはベイナイトとする必要がある。転位を多く含むマルテンサイトまたはベイナイトに熱処

理を行うことで、微細な析出物を含む焼き戻しマルテンサイト及び／またはベイナイトが主相となる。加えて、熱処理前に存在するマルテンサイトやベイナイト中の転位や加工時に導入された転位は、熱処理により回復、再配列することから、熱処理により延性の向上ももたらされる。特に、ベイナイトはマルテンサイトに比較し伸びが高いことから、特に優れた延性を必要とする場合、ベイナイト体積率を50%以上とすることが好ましい。

また、フェライトやパーライトは高温で形成されることから、これらの組織が形成されるとその内部に析出するTiを含む析出物も粗大化しやすい。この場合、Tiを含有する円相当径が5.0nm以下の析出物を 5.0×10^9 個/mm³以上確保することが出来ない。このことから、ミクロ組織は、体積率で、焼き戻しマルテンサイト及び／またはベイナイトを体積率で合計95%以上含み、残部を5%以下とする必要がある。本実施形態において、焼き戻しマルテンサイトとは、セメンタイト及び／またはTiを含む析出物を含む、マルテンサイトを意味する。

[0014] ミクロ組織は、鋼板を圧延方向に平行に切り出し、板厚方向が観察面となるように研磨およびナイタール試薬でエッチングした後、SEMを用いて、1000～30000倍の倍率で板厚方向に表面から板厚の1/4の位置を観察することで、フェライト、ベイナイト、パーライト、マルテンサイトの同定が可能である。即ち、フェライトは鉄系炭化物を含まない等軸形状をした粒であること、パーライトはフェライトおよびセメンタイトの層状組織であること、ベイナイトとはラス状の形態をした組織でありラス間にセメンタイトや残留オーステナイトを含む組織であること、などの組織形態から判断が可能である。SEM観察画像から同定した各組織の面積率を求め、これを体積率とする。それぞれの体積分率は、上記の倍率で5視野以上（例えば5～10視野）観察し、それぞれの視野で得られた各組織の分率を平均して求める。

マルテンサイトにはラス内に炭化物を含む焼き戻しマルテンサイトと、炭化物を含まない焼き入れままのマルテンサイト（フレッシュマルテンサイト

)の両方が存在するが、これらはSEMやTEMで観察し、炭化物の有無を確認することで同定可能である。一般的に、焼き戻しマルテンサイトはセメントナイト等の鉄系炭化物を含むものを指す場合が多いが、本実施形態ではTiを含む微細析出物を含むマルテンサイトも焼き戻しマルテンサイトと定義する。

[0015] <ミクロ組織が、Tiを含有する円相当径が5.0nm以下の析出物を、単位体積当たり 5.0×10^9 個/mm³以上含有する>

次に、本発明者らが析出物のサイズや個数密度に着目した理由に関して説明する。本発明者らは、980MPa以上の引張強度の確保を可能とする析出物のサイズと個数密度との関係を鋭意調査した。その結果、従来の熱延鋼板や特許文献1、2の鋼板に含まれる析出物はサイズ(円相当径)が5.0nm以下に制御できておらず、個数密度も小さいことが分かった。本発明者らがさらに検討した結果、この原因は、析出物を形成するTi等の含有量が少ない、あるいは、Ti等を含有させたとしてもスラブの段階で粗大な析出物として存在し、スラブ加熱時にも溶解しないこと、熱延後の捲き取りのような長時間の熱処理で析出したTiCが粗大化することによって、円相当径が5.0nm以下の析出物の個数密度が 5.0×10^9 個/mm³未満になってしまうことにあることを見出した。

本実施形態に係る鋼板は、Tiを含む円相当径5.0nm以下の析出物を個数密度で 5.0×10^9 個/mm³以上含有する焼き戻しマルテンサイトを主相とすることで、980MPa以上の引張強度が確保可能であり、耐疲労特性にも優れる。

[0016] 析出物のサイズ及び個数密度の限定理由に関して説明する。

Tiを含む円相当径が5.0nm以下の析出物の単位体積あたりの個数密度を 5.0×10^9 個/mm³以上とするのは、980MPa以上の引張強度を確保するためである。個数密度が 5.0×10^9 個/mm³未満では、980MPa以上の引張強度の確保が難しい。そのため、Tiを含む円相当径が5.0nm以下の析出物の個数密度は、 5.0×10^9 個/mm³以上にする

必要がある。

析出物を、Tiを含む析出物としたのは、Tiを含む析出物が、熱延前のスラブの加熱段階にて多量に溶解させ易く、かつ、円相当径が5.0nm以下の微細な析出物として析出するためである。ここで言う5.0nmとは円相当径である。析出物としては、炭化物、窒化物、炭窒化物など種類は限定されないが、特に、炭化物が、5.0nm以下の微細な析出物として析出し、強度向上に寄与するので好ましい。Tiの析出物は、主に主相である焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトに含まれる。

NbもTiと類似の効果を有するものの、Nbの炭化物はスラブの加熱段階で溶解可能な量が少なく、また、Nbを単独で含有させても980MPa以上の引張強度を確保できない。また、Vはスラブの加熱段階で多量の溶解が可能であるものの、析出物のサイズが比較的大きく、Vを単独で含有させても5.0nm以下の析出物を 5.0×10^9 個/mm³以上確保することは難しい。このことから、Tiを含む析出物とする必要がある。ただし、5.0nm以下の析出物を 5.0×10^9 個/mm³以上確保できるのであれば、Tiの一部を、Nb、V及び/またはMoで置換した構造を有する複合析出物（(Ti, Nb, V)C等）であってもよい。

上述の個数密度とともに制御する析出物のサイズを円相当径で5.0nm以下とする理由は、980MPa以上の引張強度を確保するためである。円相当径が5.0nm超の析出物では、個数密度を 5.0×10^9 個/mm³以上とすることが出来ず、980MPa以上の引張強度を確保できない。

円相当径とは、観察された析出物の形状を円と仮定し、その面積が等価となる円の直径へと換算した値である。具体的には、Tiの析出物は球状以外に、板状や針状の形状をすることがあるが、観察した析出物の面積を測定し、析出物を円と仮定し、その面積が等価となる円の直径へと換算した値が円相当径である。

本実施形態に係る鋼板は、析出強化を活用して鋼板の強度を確保している。そのため、アーク溶接などの溶接時の課題であった熱影響部での軟化を抑

制でき、溶接部の疲労強度にも優れる。また、本実施形態に係る鋼板は、Tiを含有する円相当径5.0nm以下の析出物によって強度を高めている。このような場合、降伏応力（YP）と引張強度（TS）との比である降伏比（ $=YP/TS$ ）が0.90以上と極めて高い。降伏比が高い本実施形態に係る鋼板を用いることで、縁石乗り上げや衝突の際に変形し難い自動車用足回り部品を提供できる。

[0017] Tiを含む析出物の個数密度は、電解抽出残差法を用い、鋼板の単位体積あたりに含まれる析出物の、1.0nmピッチでの円相当径毎の個数密度を（例えば円相当径0nm超、1.0nm以下の個数密度、1.0nm超、2.0nm以下の個数密度、2.0nm超、3.0nm以下の個数密度、...という具合に）測定する。析出物の個数密度は、鋼板の代表的な組織が得られる表面から深さ方向に0.20mm～3/8厚み位置、例えば表面から板厚の1/4の位置付近から採取することが望ましい。板厚中心は、中心偏析の影響により、粗大な炭化物が存在する場合があるととも、偏析影響により局所的な化学組成が異なることから、測定位置として好ましくない。表面から深さ方向に0.20mm未満の位置は、軽圧下により導入された高密度な転位の影響や加熱時の脱炭影響を受け、炭化物の個数密度が内部と異なる場合があることから、測定位置として好ましくない。

測定に際しては、透過型電子顕微鏡（TEM）およびEDSにて炭化物の組成分析を行い、微細な析出物がTiを含む析出物であることを確認すればよい。具体的には、鋼板を表面から板厚の1/4の位置まで研磨し、電解抽出残差法に従って、鋼板を1g程度溶解した後、得られたTi析出物を含む溶液をろ紙で濾し、得られた析出物をCレプリカに付着させた後、TEM観察を実施する。観察に際しては、倍率は、50000～100000倍で20～30視野とし、得られた析出物の化学組成をEDSにて特定する。その後、TEM観察により得られた写真を画像解析し、各々の析出物の円相当径と個数密度とを算出する。

測定対象とする析出物のサイズの下限は特に定めることなく、円相当径5

、 0.4 nm 以下の析出物を、単位体積当たり 5.0×10^9 個/ mm^3 以上とすることで効果は得られるが、本実施形態に係る熱延鋼板では、 0.4 nm 未満の析出物は少ないと考えられるので、 0.4 nm 以上の円相当径の析出物を実質的な対象としてもよい。

[0018] <表面から深さ $20\text{ }\mu\text{m}$ の位置における平均硬度 H_{vs} と、表面から $0.20\sim 0.50\text{ mm}$ の位置における平均硬度 H_{vc} との比である H_{vs}/H_{vc} が、 0.85 以上>

本実施形態に係る鋼板では、表面から深さ $20\text{ }\mu\text{m}$ の位置における平均硬度 H_{vs} と、表面から $0.20\sim 0.50\text{ mm}$ の位置（板厚方向に、表面から 0.20 mm の位置～表面から 0.50 mm の位置までの範囲）における平均硬度 H_{vc} との比である H_{vs}/H_{vc} を、 0.85 以上とする必要がある。

表面から板厚方向に $20\text{ }\mu\text{m}$ の位置の平均硬度（ H_{vs} ）と、表面から板厚方向に $0.20\sim 0.50\text{ mm}$ の位置における平均硬度（ H_{vc} ）との比である H_{vs}/H_{vc} を、 0.85 以上とするのは、 H_{vs}/H_{vc} を高めて、耐疲労特性を大きく向上させるためである。

一般的に、疲労破壊は表面から発生するので、疲労亀裂の発生を抑制するためには表層を硬質化することが有効である。一方、熱延鋼板は、スラブ加熱や熱延中に酸化性の雰囲気さらされることから、脱炭などが発生し、表層硬度が低下しやすい。表層硬度が低下すると、耐疲労特性が劣化する。

本発明者らが鋭意検討を行った結果、軽圧下とその後の熱処理とを組み合わせることで表層を優先的に硬化することが可能であり、結果として耐疲労特性を向上できることを見出した。

表層の硬度として、表面から深さ方向（板厚方向）に $20\text{ }\mu\text{m}$ の位置の硬度を定義したのは、本位置の硬度を上昇させることで耐疲労特性の向上が可能のためである。また、表面から $20\text{ }\mu\text{m}$ 未満の位置での硬度測定は、表面の影響を受けることから正確な測定が難しく、一方で、表面から $20\text{ }\mu\text{m}$ の位置よりも鋼板内部側の位置での硬度上昇は、耐疲労特性との相関が小さい

ためである。

表面から0.20~0.50mmの位置の平均硬度(H_vc)は、この範囲の平均硬度とする。板厚中心は、Mnなどの偏析の影響を受け、硬度が安定しない場合がある。このことから、板厚中心、即ち、偏析部での硬度測定は避けることが望ましい。

H_vs/H_vcを、0.85以上としたのは、硬度比(H_vs/H_vc)が0.85以上となることで、顕著な耐疲労特性向上効果があるためである。この効果は、0.87以上でより顕著になるので、0.87以上とすることが好ましい。より好ましくは0.90以上である。

[0019] 表面から深さ20μmの位置における平均硬度H_vsと、表面から0.20~0.50mm位置における平均硬度H_vcとは以下の方法で求める。

表面から深さ20μmの位置における平均硬度H_vsは、鋼板の幅方向1/4位置から圧延方向に平行な断面が測定面となるようにサンプルを切り出し、埋め込み研磨を実施した後、表面から20μm位置のビッカース硬度をJIS Z 2244:2009に準拠して荷重10gfにて10点測定し、その平均値をH_vsとする。H_vcは、鋼板の幅方向1/4位置から圧延方向に平行な断面が測定面となるようにサンプルを切り出し、埋め込み研磨を実施した後、荷重10gfにて表面から0.20~0.50mm位置から板厚方向に約0.05mmピッチでビッカース硬度を合計7点測定し(例えば表面から0.20mm、0.25mm、0.30mm、0.35mm、0.40mm、0.45mm及び0.50mmの位置で測定し)、その平均値をH_vcと定義する。

[0020] <引張強度が980MPa以上>

<引張強度と伸びとの積が12000MPa×%以上>

足回り部品への適用による自動車の燃費向上の観点で、本実施形態に係る鋼板は、引張強度が980MPa以上、引張強度と伸びとの積が12000MPa×%以上とする。

引張強度の上限を限定する必要はないが、一定以上の伸びを確保するため

、引張強度を1180MPa未満としてもよい。引張強度は、1179MPa以下、または、1170MPa以下としてもよい。

[0021] 本実施形態に係る鋼板の板厚は、特に限定されないが、製造の安定性等を考慮した場合、例えば1.0～4.0mmである。好ましくは、1.5～3.0mmである。

[0022] 次に、本実施形態に係る鋼板の化学組成の限定理由を説明する。含有量の％は質量％である。

[0023] C：0.020～0.090％

Cは、鋼板の強度を高めるために有効な元素である。また、Cは、Tiを含む炭化物を形成する元素である。C含有量が0.020％未満であると、炭化物の個数密度を 5.0×10^9 個/mm³以上確保することが出来ない。そのため、C含有量を0.020％以上とする。

一方、C含有量が0.090％を超えると、その効果が飽和するばかりでなく、スラブ加熱時に炭化物が溶け難くなる。そのため、C含有量は0.090％以下である。好ましくは0.080％以下である。

[0024] Si：0.01～2.00％

Siは、固溶強化により鋼板の高強度化に寄与する元素である。このことから、Si含有量を0.01％以上とする。

一方、Si含有量が2.00％超では、効果が飽和するだけでなく、熱延鋼板に強固なスケールが発生し、外観や酸洗性が劣化する。そのため、Si含有量を2.00％以下とする。

[0025] Mn：1.00～3.00％

Mnは、鋼板のミクロ組織におけるマルテンサイト、ベイナイトの体積率を高めて鋼板の強度を高めるために有効な元素である。マルテンサイト及びベイナイトの体積率を合計95％以上にするために、Mn含有量を1.00％以上とする。Mn含有量が1.00％未満では、マルテンサイト、ベイナイトの体積率が低下し、十分な強化が出来ない。

一方、Mn含有量が3.00％超では、その効果が飽和するとともに、経

済性が低下する。そのため、Mn含有量を3.00%以下とする。Mn含有量は、好ましくは2.65%以下、より好ましくは2.30%以下である。

[0026] Al : 0.005 ~ 1.000%

Alは、熱延での組織制御及び脱酸に有効な元素である。これらの効果を得るため、Al含有量を0.005%以上とする。Al含有量が0.005%未満では十分な脱酸効果を得ることが出来ず、鋼板中に多量の介在物（酸化物）が形成される。

一方、Al含有量が1.000%を超えると、スラブが脆化するので好ましくない。そのため、Al含有量を1.000%以下とする。

[0027] Ti : 0.010 ~ 0.200%

Nb : 0 ~ 0.100%

V : 0 ~ 0.100%

$0.100 \leq Ti + Nb + V \leq 0.450$ (Ti、Nb、Vは質量%でのTi含有量、Nb含有量、V含有量)

Ti、Nb、Vは、CやNと結合して析出物（炭化物、窒化物、炭窒化物等）を形成し、これらの析出物による析出強化を通じて鋼板強度の向上に寄与する元素である。後述する製造方法を通じて、Tiを含有する円相当径5.0nm以下の微細析出物を 5.0×10^9 個/mm³以上得るため、Ti含有量を0.010%以上とした上で、Ti、Nb、Vの合計含有量(Ti + Nb + V)を0.100%以上とする。Ti、Nb、Vの合計含有量は、望ましくは、0.105%以上であり、より望ましくは、0.110%以上である。

一方、Ti、Nb、Vの合計含有量(Ti + Nb + V)が0.450%超であると、スラブや熱延板にこれら析出物が過剰に析出し脆化を招くことから製造性に劣る。そのため、Ti、Nb、Vの合計含有量は0.450%以下とする。

また、Tiの含有量の上限を0.200%、Nbの含有量の上限を0.100%、Vの含有量の上限を0.100%としたのは、これらの上限を超え

ると、スラブ加熱温度の下限を1230℃以上としたとしても鑄造段階で析出した粗大析出物を溶解し難いためである。加えて、Ti、Nb、Vの過度な含有はスラブや鋼板を脆化させる。そのため、Tiであれば0.200%を上限とし、Nbであれば0.100%を上限とし、Vであれば0.100%を上限とすることが望ましい。

Tiを含有する円相当径5.0nm以下の微細炭化物を 5.0×10^9 個/mm³以上確保するためのTi、Nb、Vの組み合わせはどのようなものでも良いが、熱延スラブ加熱時の炭化物を溶解させるためには、より多量に含有させ易く、かつ、安価であるTiの含有量を少なくとも0.010%以上とする。

[0028] P : 0.100%以下

Pは、鋼板の板厚中央部に偏析する元素であり、また、溶接部を脆化させる元素でもある。P含有量が0.100%超となると特性の劣化が顕著となるので、P含有量を0.100%以下とする。好ましくは0.050%以下である。P含有量は低い方が好ましく、下限は特に定めることなく効果が発揮される(0%でもよい)が、P含有量を0.001%未満に低減することは、経済的に不利であるので、P含有量の下限を0.001%としてもよい。

[0029] S : 0.0100%以下

Sは、硫化物として存在することで、スラブ脆化をもたらす元素である。またSは、鋼板の成形性を劣化させる元素である。そのため、S含有量を制限する。S含有量が0.0100%を超えると特性の劣化が顕著になるので、S含有量を0.0100%以下とする。一方、下限は特に定めることなく効果が発揮される(0%でもよい)が、S含有量を0.0001%未満に低減することは、経済的に不利であるので、S含有量の下限を0.0001%としてもよい。

[0030] N : 0.0100%以下

Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴広げ性を劣化させる元素である

。N含有量が0.0100%を超えると、曲げ性や穴広げ性が顕著に劣化するので、N含有量を0.0100%以下とする。また、NはTiと結合することで粗大なTiNとなり、Nを多量に含む場合、Tiを含む円相当径が5.0nm以下の析出物の個数密度が 5.0×10^9 個/mm³を下回る。このことから、N含有量は少ない方が好ましい。

一方、N含有量の下限は、特に定める必要はない（0%でもよい）が、N含有量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に増加するので、0.0001%がN含有量の実質的な下限である。製造コストの観点から、N含有量を0.0005%以上としてもよい。

[0031] 以上が本実施形態に係る鋼板の基本的な化学成分であり、本実施形態に係る鋼板の化学組成は、上記の元素を含有し、残部がFe及び不純物からなっているとしてもよい。しかしながら、各種特性の向上を目的として、さらに下記のような成分を含有することができる。以下の元素は、必ずしも含有する必要はないので、含有量の下限は0%である。

[0032] Ni : 0~2.00%

Cu : 0~2.00%

Cr : 0~2.00%

Mo : 0~2.00%

Ni、Cu、Cr、Moは、熱延での組織制御を通じて鋼板の高強度化に寄与する元素である。この効果を得る場合、Ni、Cu、Cr、Moの1種又は2種以上を、それぞれ、0.01%以上含有させることで顕著になる。そのため、効果を得る場合、含有量をそれぞれ0.01%以上とすることが好ましい。

一方、各元素の含有量が、それぞれ2.00%を超えると、溶接性、熱間加工性などが劣化する。そのため、含有させる場合でも、Ni、Cu、Cr、Moの含有量は2.00%以下とする。

[0033] W : 0~0.100%

Wは、析出強化を通じて鋼板の強度の向上に寄与する元素である。この効果

を得る場合W含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

一方、W含有量が0.100%を超えると、効果が飽和するばかりでなく、熱間加工性が低下する。そのため、含有させる場合でも、W含有量を0.100%以下とする。

[0034] B:0~0.0100%

Bは、熱延での変態を制御し、組織強化を通じて鋼板の強度を向上させるために有効な元素である。この効果を得る場合、B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0.0100%超となると、効果が飽和するばかりでなく、鉄系の硼化物が析出して、固溶Bによる焼き入れ性向上の効果が失われる。そのため、含有させる場合でも、B含有量を0.0100%以下とする。好ましくは0.0080%以下、より好ましくは、0.0050%以下である。

[0035] REM:0~0.0300%

Ca:0~0.0300%

Mg:0~0.0300%

REM、Ca、Mgは、鋼板の強度に影響を与え、材質の改善に寄与する元素である。REM、Ca、Mgの1種又は2種以上の合計が0.0003%未満であると、十分な効果が得られないので、効果を得る場合、REM、Ca、Mgの合計含有量を0.0003%以上とすることが好ましい。

一方、REM、Ca、Mgがそれぞれ0.0300%を超えると、铸造性や熱間での加工性が劣化する。そのため、含有させる場合でも、それぞれの含有量を0.0300%以下とする。

本実施形態において、REMとは、Rare Earth Metalの略であり、ランタノイド系列に属する元素を指し、REM含有量とは、これらの元素の合計含有量である。REMは、ミッシュメタルにて添加することが多く、また、Ceの他に、ランタノイド系列の元素を複合で含有する場合がある。本実施形態に係る鋼板が、不純物として、Laや、Ce以外のランタ

ノイド系列の元素を含んでいても、効果は発現する。また、金属を添加しても、効果は発現する。

[0036] 上述の通り、本実施形態に係る鋼板は、基本元素を含み、必要に応じて任意元素を含み、残部はFeおよび不純物からなる。不純物とは、鋼板の製造過程において、原料から、またはその他の製造工程から、意図せず含まれる成分をいう。例えば不純物としては、P、S、N以外にOを微量含有することがある。Oは、酸化物を形成し、介在物として存在する場合がある。

[0037] 本実施形態に係る鋼板では、表面にさらに溶融亜鉛めっき層を備えてもよい。また、溶融亜鉛めっきは、合金化処理が施された合金化溶融亜鉛めっきであってもよい。

亜鉛めっきは耐食性向上に寄与することから、耐食性が期待される用途への適用の場合には亜鉛めっきを実施した溶融亜鉛めっき鋼板、または合金化溶融亜鉛めっき鋼板とすることが望ましい。

自動車の足回り部品は、腐食による穴あきの懸念があることから、高強度化してもある一定板厚以下に薄手化できない場合がある。鋼板の高強度化の目的の一つは、薄手化による軽量化であることから、高強度鋼板を開発しても、耐食性が低いと適用部位が限られる。これら課題を解決する手法として、耐食性の高い溶融亜鉛めっき等のめっきを鋼板に施すことが考えられる。本実施形態に係る鋼板は、鋼板成分を上述のように制御しているので、溶融亜鉛めっきが可能である。

めっき層は電気亜鉛めっきであってもよく、Znに加えてAl及び/またはMgを含むめっきであってもよい。

[0038] 次に、本実施形態に係る鋼板の好ましい製造方法について説明する。本実施形態に係る鋼板は、製造方法によらず上記の特徴を有していればその効果は得られる。しかしながら、以下の方法によれば安定して製造できるので好ましい。

[0039] 具体的には、本実施形態に係る鋼板は、以下の工程(Ⅰ)～(ⅤⅠ)を含む製造方法によって製造可能である。

- (I) 所定の化学組成を有するスラブを1230℃以上に加熱する加熱工程
 - (II) 前記スラブに対して仕上げ圧延温度が930℃以上となるように熱間圧延を行って熱延鋼板を得る熱延工程
 - (III) 前記熱延鋼板を300℃以上、600℃以下で捲き取り、室温まで冷却する捲き取り工程
 - (IV) 前記捲き取り工程後の前記熱延鋼板に対して酸洗を行う酸洗工程
 - (V) 前記酸洗工程後の前記熱延鋼板に、5%超、30%以下の圧下率の圧下を行う軽圧下工程
 - (VI) 前記軽圧下工程後の前記熱延鋼板を、450～Ac1℃の温度域に再加熱し、10～1500秒保持する再加熱工程
- 以下、各工程の好ましい条件について説明する。

[0040] <加熱工程>

加熱工程では、熱延工程に供する上述した化学組成を有するスラブを、1230℃以上に加熱する。加熱温度を1230℃以上にする理由は、スラブ中に含まれるTi、Nb、Vといった析出強化に寄与する元素（スラブ中では5.0nm超の大きな析出物として存在していることが多い）を溶解させ、後の熱処理工程にてTiを含有する円相当径が5.0nm以下の析出物として 5.0×10^9 個/mm³以上析出させるためである。所定の個数密度の析出物を確保するためには、多量のTi、Nb、Vが必要となることから、従来発明（特許文献1、2）以上の高温でスラブ加熱する必要がある。加熱温度が1230℃未満では、十分にTi、Nb、Vが溶解しない。加熱温度の上限は特に限定しないが、1400℃を超えると効果が飽和するばかりでなく、スラブ表面に形成するスケールが溶融し、溶けた酸化物が加熱炉内の耐火物を溶損することから好ましくない。このことから加熱温度は1400℃以下であることが好ましい。

[0041] <熱延工程>

加熱されたスラブに対し、熱間圧延を行う。熱間圧延では、必要に応じて粗圧延を行った後、仕上げ圧延を行う。仕上げ圧延温度（仕上げ圧延完了温

度)は930℃以上にする。

本実施形態に係る鋼板は、Ti、Nb、Vを多く含むことから、仕上げ圧延前にスラブや粗圧延した熱延鋼板の温度が低下するとTiを含む析出物が形成される。この段階で析出するTiを含む炭化物はサイズが大きくなるので、仕上げ圧延前でのTiを含む析出物を抑制しつつ、仕上げ圧延および捲き取りを実施する必要がある。仕上げ圧延温度が930℃未満では、Tiを含有する析出物の形成が顕著になることから、仕上げ圧延温度を930℃以上とする。仕上げ圧延温度の上限は特に限定する必要はない。

[0042] <捲き取り工程>

熱延工程後の鋼板(熱延鋼板)に対し、冷却後、捲き取りを行う。熱延鋼板の捲き取り温度は300℃以上、600℃以下とし、捲き取り後、コイルの状態室温まで冷却する。

捲き取り温度までの冷却は冷却できればどのような方法であっても良いが、ノズルから水を用いて冷却する方法が一般的であり、生産性にも優れる。水冷する場合の冷却速度は、例えば、20℃/秒以上である。

捲き取り温度が600℃超ではフェライトが形成され、焼き戻しマルテンサイトおよびベイナイトの体積率を95%以上とすることが出来ず、強度と成形性とのバランスに劣る。また、捲き取り温度が600℃超の場合、マルテンサイトやベイナイト中に円相当径が5.0nm超の析出物が形成され、後の熱処理工程で析出する円相当径5.0nm以下の析出物の個数密度が減少し、析出物の個数密度が 5.0×10^9 個/mm³を下回ってしまう。一方、捲き取り温度が300℃未満の場合、組織がマルテンサイト主相となり、高強度化はし易いものの、延性が低下する。そのため、高延性と高強度とを両立させるためには、捲き取り温度を300℃以上とする必要がある。

捲き取り工程後のマルテンサイトは、鉄系炭化物をほとんど含まない焼き入れままのマルテンサイト(フレッシュマルテンサイト)、あるいは、捲き取り後に室温まで冷却される際にマルテンサイト中に鉄系炭化物が析出したオートテンパードマルテンサイトのいずれであっても良い。

捲き取ったコイルを室温まで冷却する際の冷却条件は特に限定する必要はないが、例えばコイルを放置することで室温まで冷却すればよい。あるいは、冷却期間の短縮を目的に水冷を実施しても、目的の熱延コイルを得ることは出来る。

図1 A、図1 Bは、捲き取り温度が500℃、軽圧下の圧下率が7%の例と、捲き取り温度が650℃、軽圧下の圧下率が7%の例とにおける、Tiを含む析出物の粒子径（円相当径）ごとの個数密度を示す図である。

また、図2 A～図2 Dに示されるように、巻取り温度によって特性が変化する。

これは、図1 Aに示されるように、適切な温度で捲き取ることで、Tiを含有する粒子径（円相当径）が5.0nm以下の析出物の個数密度（図中破線より左の個数密度）が大きくなっているからであると考えられる。

[0043] <酸洗工程>

捲き取り工程後の熱延鋼板に対して酸洗を行う。酸洗を実施することで、後の製造工程でのめっき性を改善したり、自動車製造工程での化成処理性を高めることができる。また、スケールのついた熱延鋼板を軽圧下するとスケールが剥離し、それが押し込まれることで疵になる場合もある。そのため軽圧下を行う前には、まず、熱延鋼板の酸洗を実施する。酸洗条件は特に限定されないが、インヒビター入りの塩酸、硫酸などで酸洗するのが一般的である。

[0044] <軽圧下工程>

軽圧下工程では、酸洗工程後の熱延鋼板に、5%超、30%以下の圧下率で圧下を加える。

熱延鋼板に圧下を加えることで、後工程の熱処理での析出物が析出するための析出サイトを導入する。析出サイトの導入により、熱処理によってTiを含有する円相当径が5.0nm以下の微細炭化物を 5.0×10^9 個/mm³以上析出させることが可能となる。また、図4 A～図4 Dに示されるように、圧下率を5%超とすることで、TS、Hvs/Hvc、疲労限を高めるこ

とができる。そのため、5%超の圧下率の圧下を加える。

一方、圧下率が30%を超えると、効果が飽和するばかりでなく、導入された転位の回復が不十分となり、大幅な伸びの劣化を招く。また、後工程である再加熱工程において、加熱温度及び加熱時間によっては、再結晶が生じてしまいTi析出物と母相（ここでは再結晶したフェライト）との整合性が失われ、析出強化量が低減する。この場合、980MPa以上の引張強度を確保することが難しい。そのため、圧下率を30%以下とする。圧下率は、好ましくは20%未満であり、より好ましくは15%未満である。

析出物の核生成サイトになる転位を導入できるのであれば、圧下は、1パスで5%超、30%以下の圧下を実施しても良いし、複数回に分けて行って、累積圧下率が5%超、30%以下となるように行って良い。

図3A～図3Dに示されるように、軽圧下の圧下率を5%超とすることで、高強度と高延性とが得られる。

軽圧下工程は本実施形態に係る鋼板の製造方法において、最も重要な工程であり、いわゆる冷間圧延とは異なる役割を有する工程である。即ち、冷間圧延とは鋼板の板厚制御、再結晶を利用した集合組織制御や粒径制御のために施される場合が多いが、本実施形態における軽圧下工程は、上述のように、転位の導入による微細炭化物析出促進のために実施される。

[0045] <再加熱工程>

軽圧下工程後の熱延鋼板を、450～Ac1℃の温度域に再加熱して、10～1500秒間この温度域に留まるように保持する熱処理を行う。軽圧下工程後の熱延鋼板を再加熱して熱処理することでTiを含有する円相当径が5.0nm以下の炭化物を 5.0×10^9 個/mm³以上析出させることができる。熱処理温度（再加熱温度）が450℃未満では、原子の拡散が不十分であり、十分な量の析出物を得ることが出来ない。短時間での熱処理を考えると、望ましくは、熱処理温度は500℃以上である。熱処理温度がAc1℃超では、析出物が粗大化するとともに、熱処理時に形成したオーステナイトが冷却時に、フェライトが生じてしまい、焼き戻しマルテンサイトとベイ

ナイトの体積率の合計を95%以上とすることが出来ないおそれがあるとともに、オーステナイトへの変態によりTi析出物と母相（ここでは、オーステナイトが冷却過程で変態したベイナイトやマルテンサイト）の整合関係が崩れてしまい、析出強化量が低下してしまう。この結果、析出物の個数密度を上記範囲としたとしても、980MPa以上の引張強度を確保することが難しい。そのため、熱処理温度はAc1℃以下、望ましくは700℃以下にする。Ac1（Ac1変態点）（℃）は、加熱時の膨張曲線を測定することで特定できる。具体的には、5℃/秒で加熱時の変態曲線を測定することでAc1変態点を特定できる。

また、図4A～図4Dに示されるように、再加熱温度（熱処理温度）を450～Ac1℃とすることで、高強度と高延性とが得られる。

再加熱工程での熱処理時間が10秒未満では、原子の拡散が不十分であり、Tiを含有する円相当径5.0nm以下の炭化物を 5.0×10^9 個/mm³以上析出させることが出来ない。熱処理時間が1500秒超では析出物が粗大化し、Tiを含有する円相当径5.0nm以下の析出物が 5.0×10^9 個/mm³未満となる。このことから、熱処理時間は10～1500秒の間にする必要がある。450～Ac1℃の温度域での熱処理は、この温度域での加熱や徐冷も含む。すなわち、熱処理時間は、再加熱後、鋼板が450～Ac1℃の温度域にある時間を意味し、この温度域に所定の時間留まっていれば、途中で温度変化があってもよい。

図5A～図5Dに示されるように、再加熱時間（熱処理時間）を10～1500秒の範囲にすることで、高強度と高延性とが得られる。

保持工程の後の冷却は特に限定されない。

[0046] 上記工程を含む製造方法によって本実施形態に係る鋼板が得られる。しかしながら本実施形態に係る鋼板を、耐食性の向上を目的として溶融亜鉛めっき鋼板または合金化溶融亜鉛めっきとする場合には、以下の工程をさらに含むことが好ましい。

[0047] <めっき工程>

再加熱工程後の熱延鋼板に溶融亜鉛めっきを施す。亜鉛めっきは耐食性向上に寄与することから、耐食性が期待される用途への適用の場合には亜鉛めっきを実施することが望ましい。亜鉛めっきは溶融亜鉛めっきであることが好ましい。溶融亜鉛めっきの条件は特に限定されず、公知の条件で行えばよい。

溶融亜鉛めっき後の熱延鋼板（溶融亜鉛めっき鋼板）を、460～600℃に加熱してめっきを合金化することで、溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造できる（合金化工程）。合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、耐食性の向上に加えて、スポット溶接性の向上や絞り成形時の摺動性向上などの効果を付与できることから、用途に応じて合金化を実施しても良い。

亜鉛めっき以外に、Alめっき、Mgを含むめっき、電気めっきを実施したとしても、980MPa以上の引張強度を有する耐疲労特性に優れた本実施形態に係る鋼板を製造できる。

実施例

[0048] 表1の鋼種A～P及びa～fに示す化学組成を有する鋼を溶製し、連続鋳造により厚みが240～300mmのスラブを製造した。

得られたスラブを表2-1、表2-2に示す条件で、加熱し、仕上げ圧延を行い、2.3mmの熱延鋼板とし、巻き取り温度まで水冷した後、コイルに巻き取って室温まで空冷した。

コイルを巻き戻した後、酸洗を行い、酸洗後の熱延鋼板に対し、表2-1、表2-2に示す圧下率で軽圧下を行った。ただし、表2-1、表2-2中、圧下率が0%の例については軽圧下を行わなかった。

軽圧下を行った後の熱延鋼板（軽圧下を行わなかった場合には酸洗後の熱延鋼板）に対し、表2-1、表2-2に示す温度に再加熱して熱処理を行って鋼番号A1～f1の熱延鋼板を製造した。

熱処理後の熱延鋼板に対し、必要に応じてめっきを行い、一部の例についてはさらに合金化処理を行った。表2-1、表2-2中、HRはめっきを行

っていない熱延鋼板、G I は溶融亜鉛めっき鋼板、G A は合金化溶融亜鉛めっき鋼板を示す。

[0049] [表1]

鋼種	質量% 残部 Fe及び不純物																Ti +Nb +V (%)	Ac1 (°C)	Ms (°C)	備考			
	C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Al	P	S	N	Ni	Cu	Cr	Mo	W	B					REM	Ca	Mg
A	0.06	1.36	2.63	0.112	0.000	0.000	0.032	0.008	0.003	0.004										0.112	737	426	発明鋼
B	0.05	0.23	2.03	0.121	0.000	0.000	0.019	0.008	0.002	0.003						0.0019				0.121	727	453	発明鋼
C	0.07	0.47	2.13	0.113	0.020	0.000	0.023	0.009	0.002	0.003						0.0024				0.133	729	442	発明鋼
D	0.05	0.45	1.86	0.082	0.050	0.000	0.025	0.007	0.002	0.003						0.0026				0.132	732	459	発明鋼
E	0.06	0.50	2.06	0.076	0.040	0.050	0.029	0.011	0.002	0.003						0.0026				0.166	729	448	発明鋼
F	0.07	0.39	2.06	0.105	0.020	0.000	0.038	0.009	0.000	0.002				0.19						0.125	725	444	発明鋼
G	0.06	0.42	1.45	0.110	0.010	0.000	0.026	0.009	0.003	0.001		0.88				0.0026				0.120	735	454	発明鋼
H	0.06	0.36	1.74	0.109	0.020	0.000	0.027	0.009	0.003	0.004	0.26	0.18				0.0021				0.129	731	460	発明鋼
I	0.07	0.41	1.96	0.096	0.030	0.060	0.034	0.008	0.004	0.003		0.73								0.186	728	434	発明鋼
J	0.06	0.03	2.03	0.089	0.030	0.000	0.319	0.010	0.002	0.003						0.0024				0.119	672	449	発明鋼
K	0.05	0.42	1.89	0.113	0.010	0.030	0.032	0.009	0.002	0.003				0.029	0.0016					0.153	730	458	発明鋼
L	0.06	0.53	2.04	0.106	0.010	0.000	0.006	0.008	0.002	0.002					0.0027	0.0034				0.116	734	449	発明鋼
M	0.07	0.51	2.24	0.094	0.020	0.000	0.029	0.009	0.003	0.003					0.0026		0.0039			0.114	727	437	発明鋼
N	0.07	0.42	1.89	0.089	0.020	0.080	0.035	0.008	0.002	0.003					0.0019					0.189	728	451	発明鋼
O	0.08	0.43	2.13	0.156	0.030	0.000	0.008	0.010	0.002	0.003					0.0022				0.0026	0.186	730	438	発明鋼
P	0.08	1.06	2.06	0.159	0.010	0.140	0.056	0.011	0.001	0.004					0.0026					0.309	734	441	発明鋼
a	0.01	1.03	1.94	0.162	0.030	0.000	0.061	0.006	0.001	0.003					0.0028					0.192	736	471	比較鋼
b	0.18	0.42	2.12	0.148	0.000	0.000	0.019	0.016	0.006	0.003					0.0041					0.148	726	402	比較鋼
c	0.06	0.56	0.46	0.152	0.030	0.000	0.034	0.009	0.004	0.002					0.0039					0.182	748	510	比較鋼
d	0.07	0.76	2.53	0.000	0.000	0.000	0.049	0.012	0.003	0.003					0.0024					0.000	725	426	比較鋼
e	0.06	0.43	2.16	0.005	0.050	0.020	0.038	0.012	0.004	0.002					0.0022					0.075	725	444	比較鋼
f	0.05	0.29	2.26	0.044	0.030	0.000	0.029	0.015	0.003	0.002					0.0019					0.074	723	444	比較鋼

下線は、本発明範囲外であることを意味する。

[0050] [表2-1]

鋼番号	鋼種	スラブ加熱温度(°C)	仕上げ圧延温度(°C)	巻き取り温度(°C)	酸洗	軽圧下の圧下率(%)	熱処理温度(°C)	保持時間(秒)	めっき等	合金化温度(°C)	備考
A1	A	1290	970	380	有	7.0	650	120	GA	580	本発明鋼
B1	B	1280	960	470	有	7.0	640	120	HR	-	本発明鋼
B2	B	1270	950	470	有	7.0	670	120	GI	-	本発明鋼
B3	B	1260	970	460	有	7.0	<u>750</u>	120	GA	560	比較鋼
B4	B	1270	950	430	有	7.0	650	160	GA	560	本発明鋼
B5	B	1260	960	390	有	5.5	660	100	GA	570	本発明鋼
B6	B	1260	950	420	有	10.0	680	100	GA	560	本発明鋼
B7	B	1270	960	530	有	7.0	620	80	GA	570	本発明鋼
B8	B	1280	960	330	有	7.0	640	60	GA	570	本発明鋼
B9	B	1260	980	390	有	5.5	-	-	HR	-	比較鋼
B10	B	<u>1210</u>	960	420	有	7.0	650	120	GA	560	比較鋼
B11	B	1280	<u>850</u>	430	有	7.0	670	120	GA	570	比較鋼
B12	B	1270	950	<u>25</u>	有	7.0	680	480	GA	570	比較鋼
B13	B	1280	990	<u>650</u>	有	7.0	650	360	GA	570	比較鋼
B14	B	1280	960	430	有	7.0	650	40	GA	560	本発明鋼
B15	B	1290	970	440	有	7.0	600	60	GA	560	本発明鋼
B16	B	1270	980	430	有	7.0	550	80	GA	560	本発明鋼
B17	B	1270	1000	520	有	<u>0.0</u>	640	120	GA	560	比較鋼
B18	B	1280	970	490	有	<u>2.0</u>	650	120	GA	560	比較鋼
B19	B	1280	960	480	有	7.0	<u>430</u>	120	GA	570	比較鋼
B20	B	1280	960	550	有	9.0	<u>760</u>	120	GA	560	比較鋼
B21	B	1290	970	420	有	7.0	640	<u>3</u>	GA	560	比較鋼
B22	B	1270	970	490	有	7.0	690	<u>1800</u>	GA	590	比較鋼
B23	B	1280	990	470	有	7.0	<u>800</u>	120	GA	600	比較鋼
B24	B	1270	970	460	有	<u>35.0</u>	660	360	GA	590	比較鋼
B25	B	1260	960	500	有	6.0	640	120	GA	560	本発明鋼
C1	C	1280	960	440	有	7.0	650	120	GA	540	本発明鋼
D1	D	1270	970	430	有	7.0	680	100	HR	-	本発明鋼
D2	D	1280	960	450	有	7.0	660	100	GI	-	本発明鋼
D3	D	1280	970	450	有	7.0	<u>760</u>	120	GA	560	比較鋼
D4	D	1270	970	420	有	7.0	650	160	GA	560	本発明鋼
D5	D	1270	970	470	有	5.5	640	120	GA	570	本発明鋼
D6	D	1260	960	430	有	10.0	650	120	GA	560	本発明鋼
D7	D	1280	970	460	有	7.0	660	160	GA	570	本発明鋼
D8	D	1280	970	480	有	7.0	650	60	GA	570	本発明鋼
D9	D	1270	970	380	有	7.0	-	-	HR	-	比較鋼
D10	D	<u>1220</u>	970	520	有	7.0	660	120	GA	560	比較鋼
D11	D	1290	<u>830</u>	390	有	7.0	680	120	GA	570	比較鋼
D12	D	1280	970	<u>25</u>	有	7.0	700	120	GA	570	比較鋼
D13	D	1260	960	<u>680</u>	有	7.0	690	480	GA	570	比較鋼

下線は、本発明範囲外であることを意味する。

[0051]

[表2-2]

鋼番号	鋼種	スラブ加熱温度(°C)	仕上げ圧延温度(°C)	巻き取り温度(°C)	酸洗	軽圧下の圧下率(%)	熱処理温度(°C)	保持時間(秒)	めっき等	合金化温度(°C)	備考
D14	D	1270	970	430	有	7.0	650	40	GA	560	本発明鋼
D15	D	1280	970	450	有	8.0	630	60	GA	560	本発明鋼
D16	D	1270	970	450	有	7.0	660	100	GA	560	本発明鋼
D17	D	1270	960	490	有	<u>0.0</u>	640	120	GA	560	比較鋼
D18	D	1270	990	480	有	7.0	<u>430</u>	120	GA	570	比較鋼
D19	D	1290	990	480	有	6.0	<u>770</u>	120	GA	560	比較鋼
D20	D	1290	980	560	有	7.0	630	<u>6</u>	GA	560	比較鋼
D21	D	1290	960	460	有	6.0	680	<u>2200</u>	GA	590	比較鋼
D22	D	1270	990	450	有	7.0	<u>820</u>	120	GA	600	比較鋼
D23	D	1280	1020	420	有	<u>50.0</u>	650	360	GA	600	比較鋼
E1	E	1280	980	400	有	7.0	650	120	GA	560	本発明鋼
F1	F	1270	960	420	有	7.0	660	120	GA	550	本発明鋼
G1	G	1280	980	420	有	7.0	650	120	GA	540	本発明鋼
H1	H	1280	980	440	有	7.0	650	120	GA	560	本発明鋼
I1	I	1290	980	390	有	7.0	670	120	GA	560	本発明鋼
J1	J	1280	960	450	有	7.0	630	120	GA	570	本発明鋼
K1	K	1280	950	430	有	7.0	690	120	GA	550	本発明鋼
L1	L	1300	970	440	有	7.0	700	120	GA	560	本発明鋼
M1	M	1300	980	430	有	7.0	680	120	GA	550	本発明鋼
N1	N	1290	980	440	有	7.0	670	120	GA	560	本発明鋼
O1	O	1300	980	440	有	7.0	660	120	HR	-	本発明鋼
O2	O	1310	980	440	有	7.0	670	120	GI	-	本発明鋼
O3	O	1290	970	430	有	7.0	<u>750</u>	160	GA	560	比較鋼
O4	O	1300	980	430	有	7.0	640	120	GA	560	本発明鋼
O5	O	1300	960	450	有	6.0	640	120	GA	570	本発明鋼
O6	O	1310	960	390	有	9.0	630	80	GA	560	本発明鋼
O7	O	1290	960	390	有	7.0	680	160	GA	570	本発明鋼
O8	O	1290	980	420	有	7.0	670	40	GA	570	本発明鋼
O9	O	1290	980	430	有	7.0	-	-	HR	-	比較鋼
O10	O	<u>1200</u>	950	510	有	7.0	650	160	GA	560	比較鋼
O11	O	1290	<u>840</u>	460	有	7.0	670	160	GA	570	比較鋼
O12	O	1300	980	<u>25</u>	有	7.0	680	120	GA	570	比較鋼
O13	O	1310	1000	<u>650</u>	有	7.0	700	360	GA	570	比較鋼
P1	P	1320	970	390	有	6.0	670	120	GA	570	本発明鋼
a1	a	1260	960	420	有	7.0	650	120	GA	560	比較鋼
b1	b	1270	970	390	有	7.0	670	120	GA	580	比較鋼
c1	c	1250	960	460	有	7.0	650	120	GA	560	比較鋼
d1	d	1260	960	450	有	7.0	680	120	GA	580	比較鋼
e1	e	1260	980	480	有	7.0	660	120	GA	560	比較鋼
f1	f	1270	980	460	有	7.0	660	120	GA	570	比較鋼

下線は、本発明範囲外であることを意味する。

[0052] 得られた熱延鋼板に対し、ミクロ組織観察、Tiを含有する円相当径が5

、 0 nm 以下の析出物の個数密度の測定、 Hv_s/Hv_c の測定、引張特性の評価、穴広げ性の評価、耐疲労特性の評価を行った。

[0053] <ミクロ組織観察>

ミクロ組織は、得られた熱延鋼板を圧延方向に平行に切り出した後、研磨およびナイタール試薬でエッチングした後、SEMを用いて、 $1000\sim 30000$ 倍の倍率で板厚方向に表面から板厚の $1/4$ の位置を観察することで、フェライト、ベイナイト、パーライト、フレッシュマルテンサイト、焼き戻しマルテンサイトを同定し、焼き戻しマルテンサイト、ベイナイト及びその他の組織の面積率を求め、これを体積率とした。

[0054] <円相当径 5.0 nm 以下のTiを含む析出物の個数密度の測定>

Tiを含む析出物の個数密度は、表面から $1/4$ の位置から採取したサンプルに対し電解抽出残差法を用い、鋼板の単位体積当たりに含まれる析出物の円相当径 1 nm 毎の個数密度を測定した。その際、透過型電子顕微鏡 (TEM) およびEDSにて炭化物の組成分析を行い、微細な析出物がTiを含む析出物であることを確認した。

[0055] < Hv_s/Hv_c の測定>

表面から深さ $20\text{ }\mu\text{ m}$ の位置における平均硬度 Hv_s は、鋼板の幅方向 $1/4$ 位置から圧延方向に平行な断面が測定面となるようにサンプルを切り出し、埋め込み研磨を実施した後、表面から $20\text{ }\mu\text{ m}$ の位置のビッカース硬度をJIS Z 2244:2009に準拠して荷重 10 g f にて10点測定し、その平均値を Hv_s とした。また、 Hv_c は、鋼板の幅方向 $1/4$ 位置から圧延方向に平行な断面が測定面となるようにサンプルを切り出し、埋め込み研磨を実施した後、JIS Z 2244:2009に準拠して荷重 10 g f にて表面から $0.20\sim 0.50\text{ mm}$ 位置から板厚方向に約 0.05 mm ピッチでビッカース硬度を合計7点測定し、その平均値を Hv_c とした。この Hv_s 及び Hv_c から Hv_s/Hv_c を求めた。

[0056] <引張特性の評価>

引張特性 (YP、TS、EI) は、圧延方向に対し垂直方向に切り出した

JIS 5号試験片を用いて、JIS Z 2241 : 2011に準拠して行う引張試験によって求めた。引張強度が980MPa、強度と伸びとの積（ $TS \times E1$ ）が12000MPa×%以上であれば強度、延性に優れると判断した。また、 YP/TS が0.90以上であれば高耐力であると判断した。

[0057] <穴広げ性の評価>

穴広げ率は、JIS Z 2256 : 2010に準拠して行う穴広げ試験方法にて求めた。具体的には、鋼板の幅方向1/4幅位置から試験片を切り出し、直径10mmのパンチ、内径10.6mmのダイスを用いて打ち抜きを行った後、60°円錐パンチを用いて、打ち抜き部のバリをパンチと逆側になるようにセットし、穴広げを実施し、打ち抜き部に発生した亀裂が板厚を貫通した時点で試験を中止し、穴広げ試験後の穴径を測定することで、穴広げ率を求めた。穴広げ率が、40%以上であれば穴広げ性に優れると判断した。穴広げ率が40%以上であれば、バーリング部や伸びフランジ部が存在する足回り部品に好適である。

[0058] <耐疲労特性の評価>

耐疲労特性は、JIS Z 2275 : 1978に記載の両振りの平面曲げ疲労試験（応力比、 $R = -1$ ）により、測定して評価した。具体的には、負荷応力と繰返し数の関係を求めた後、 10^7 回の繰返し応力を付与しても破断しない応力を疲労限（FS）と定義し、これをTSで除した値にて耐疲労特性を整理した。この値が0.40を超えるものを耐疲労特性に優れると判断した。

表3-1～表3-3に結果を示す。

[0059]

[表3-1]

鋼 番号	鋼 種	ミクロ組織 体積率 (%)				円相当径 5.0nm以下の 析出物の 個数密度 (個/mm ³)	Hvs / Hvc	引張特性					穴 広 げ 率 (%)	疲 勞 限 度 比	備 考
		焼き戻し マルテン サイト	ベイ ナイト	合 計	その 他の 組織			YP (MPa)	TS (MPa)	降伏 比	EI (%)	TS×EI (MPa×%)			
A1	GA	42	58	100	-	2.6×10 ¹⁰	0.89	992	1053	0.94	14	14742	81	0.46	本発明鋼
B1	HR	16	84	100	-	2.5×10 ¹⁰	0.88	964	1018	0.95	15	15270	76	0.45	本発明鋼
B2	GI	13	87	100	-	1.6×10 ¹⁰	0.89	956	1006	0.95	15	15090	85	0.44	本発明鋼
B3	GA	17	83	100	-	3.8×10 ⁹	0.84	842	923	0.91	15	13845	32	0.37	比較鋼
B4	GA	22	78	100	-	2.8×10 ¹⁰	0.89	979	1023	0.96	15	15345	82	0.44	本発明鋼
B5	GA	50	50	100	-	2.1×10 ¹⁰	0.88	950	994	0.96	15	14910	78	0.42	本発明鋼
B6	GA	34	66	100	-	6.9×10 ¹⁰	0.87	982	1049	0.94	14	14686	76	0.45	本発明鋼
B7	GA	28	72	100	-	2.7×10 ¹⁰	0.88	905	982	0.92	15	14730	80	0.47	本発明鋼
B8	GA	26	74	100	-	5.6×10 ¹⁰	0.90	1007	1056	0.95	14	14784	75	0.45	本発明鋼
B9	GA	53	47	100	-	4.1×10 ⁹	0.81	642	854	0.75	6	5124	62	0.38	比較鋼
B10	GA	36	64	100	-	3.6×10 ⁹	0.84	810	903	0.90	15	13545	83	0.44	比較鋼
B11	GA	28	72	100	-	4.1×10 ⁹	0.83	824	943	0.87	15	14145	80	0.43	比較鋼
B12	GA	100	0	100	-	5.9×10 ¹¹	0.92	879	1043	0.84	11	11473	62	0.47	比較鋼
B13	GA	0	18	18	フェライト 、パーライト	1.6×10 ⁹	0.83	567	741	0.77	18	13338	79	0.42	比較鋼
B14	GA	28	72	100	-	3.2×10 ¹⁰	0.91	970	1022	0.95	15	15330	82	0.46	本発明鋼
B15	GA	19	81	100	-	2.6×10 ¹⁰	0.89	964	1019	0.95	15	15285	83	0.47	本発明鋼
B16	GA	28	72	100	-	1.3×10 ¹⁰	0.90	956	992	0.96	14	13888	81	0.48	本発明鋼
B17	GA	16	84	100	-	2.9×10 ⁹	0.77	822	953	0.86	15	14295	79	0.38	比較鋼
B18	GA	22	78	100	-	4.1×10 ⁹	0.79	832	968	0.86	15	14520	80	0.39	比較鋼
B19	GA	16	84	100	-	4.1×10 ⁹	0.83	726	892	0.81	8	7136	64	0.37	比較鋼
B20	GA	17	83	100	-	2.8×10 ⁹	0.84	762	842	0.90	16	13472	35	0.36	比較鋼
B21	GA	36	64	100	-	3.9×10 ⁹	0.84	742	906	0.82	9	8154	71	0.38	比較鋼
B22	GA	13	87	100	-	2.7×10 ⁹	0.82	872	968	0.90	14	13552	89	0.45	比較鋼
B23	GA	22	56	78	フェライト	2.2×10 ⁹	0.81	762	916	0.83	15	13740	31	0.39	比較鋼
B24	GA	6	33	39	フェライト (再結晶)	2.2×10 ¹⁰	0.74	616	842	0.73	16	13472	46	0.35	比較鋼
B25	GA	26	70	96	フェライト	5.7×10 ⁹	0.88	902	992	0.91	15	14880	66	0.41	本発明鋼
C1	GA	17	83	100	-	4.1×10 ¹⁰	0.89	980	1034	0.95	14	14476	82	0.46	本発明鋼

[0060]

[表3-2]

鋼 番号	鋼 種	ミクロ組織 体積率 (%)				円相当径 5.0nm以下の 析出物の 個数密度 (個/mm ³)	Hvs / Hvc	引張特性					穴 広 げ 率 (%)	疲 勞 限 度 比	備 考
		焼き戻し マルテン サイト	ベイ ナイト	合 計	その 他の 組織			YP (MPa)	TS (MPa)	降伏 比	EI (%)	TS×EI (MPa×%)			
D1	HR	35	65	100	-	2.9 × 10 ¹⁰	0.92	974	1038	0.94	15	15570	83	0.48	本発明鋼
D2	G1	25	75	100	-	3.3 × 10 ¹⁰	0.91	969	1034	0.94	14	14476	78	0.47	本発明鋼
D3	GA	26	74	100	-	2.4 × 10 ⁹	0.84	912	937	0.97	14	13118	29	0.38	比較鋼
D4	GA	43	57	100	-	3.7 × 10 ¹⁰	0.91	982	1033	0.95	14	14462	85	0.46	本発明鋼
D5	GA	14	86	100	-	1.6 × 10 ¹⁰	0.89	956	1010	0.95	16	16160	78	0.45	本発明鋼
D6	GA	35	65	100	-	6.9 × 10 ¹⁰	0.90	988	1054	0.94	14	14756	82	0.47	本発明鋼
D7	GA	13	87	100	-	2.6 × 10 ¹⁰	0.92	982	1035	0.95	15	15525	84	0.48	本発明鋼
D8	GA	14	86	100	-	2.8 × 10 ¹⁰	0.91	991	1037	0.96	15	15555	80	0.47	本発明鋼
D9	GA	49	51	100	-	4.3 × 10 ⁹	0.82	673	876	0.77	5	4380	62	0.37	比較鋼
D10	GA	13	87	100	-	3.7 × 10 ⁹	0.83	832	910	0.91	15	13650	76	0.42	比較鋼
D11	GA	46	54	100	-	3.9 × 10 ⁹	0.84	816	937	0.87	15	14055	78	0.43	比較鋼
D12	GA	100	0	100	-	5.6 × 10 ¹¹	0.94	991	1068	0.93	11	11748	80	0.48	比較鋼
D13	GA	0	13	13	フェライト 、パーライト	2.8 × 10 ⁹	0.79	682	786	0.87	18	14148	76	0.43	比較鋼
D14	GA	35	65	100	-	3.3 × 10 ¹⁰	0.91	986	1039	0.95	14	14546	83	0.46	本発明鋼
D15	GA	14	86	100	-	4.9 × 10 ¹⁰	0.89	977	1035	0.94	14	14490	84	0.45	本発明鋼
D16	GA	15	85	100	-	3.5 × 10 ¹⁰	0.88	980	1037	0.95	13	13481	81	0.47	本発明鋼
D17	GA	13	87	100	-	4.0 × 10 ⁹	0.80	812	967	0.84	14	13538	86	0.37	比較鋼
D18	GA	15	85	100	-	4.5 × 10 ⁹	0.83	726	909	0.80	7	6363	59	0.38	比較鋼
D19	GA	13	87	100	-	2.6 × 10 ⁹	0.84	762	868	0.88	16	13888	32	0.36	比較鋼
D20	GA	14	86	100	-	3.8 × 10 ⁹	0.81	829	1052	0.79	8	8416	68	0.44	比較鋼
D21	GA	13	87	100	-	2.2 × 10 ⁹	0.79	862	958	0.90	14	13412	73	0.46	比較鋼
D22	GA	19	81	100	-	2.6 × 10 ⁹	0.82	749	938	0.80	13	12194	29	0.42	比較鋼
D23	GA	7	42	49	フェライト (再結晶)	1.9 × 10 ¹⁰	0.73	598	864	0.69	16	13824	46	0.38	比較鋼
E1	GA	46	54	100	-	5.6 × 10 ¹⁰	0.91	954	1016	0.94	15	15240	78	0.47	本発明鋼
F1	GA	29	71	100	-	3.8 × 10 ¹⁰	0.90	964	1027	0.94	14	14378	80	0.48	本発明鋼
G1	GA	37	63	100	-	3.9 × 10 ¹⁰	0.92	970	1033	0.94	14	14462	83	0.45	本発明鋼
H1	GA	26	74	100	-	4.3 × 10 ¹⁰	0.91	955	1028	0.93	14	14392	79	0.47	本発明鋼

[表3-3]

鋼 番号	鋼 種	ミクロ組織 体積率(%)				円相当径 5.0nm以下の 析出物の 個数密度 (個/mm ³)	Hvs / Hvc	引張特性					穴 広 げ 率 (%)	疲 勞 限 度 比	備 考
		焼き戻し マルテン サイト	ベイ ナイト	合 計	その 他の 組織			YP (MPa)	TS (MPa)	降 伏 比	EI (%)	TS×EI (MPa×%)			
I1	GA	45	55	100	-	5.1×10 ¹⁰	0.92	963	1032	0.93	15	15480	81	0.46	本発明鋼
J1	GA	11	89	100	-	5.6×10 ¹⁰	0.90	960	1032	0.93	15	15480	80	0.46	本発明鋼
K1	GA	32	68	100	-	5.6×10 ¹⁰	0.89	958	1024	0.94	14	14336	83	0.45	本発明鋼
L1	GA	15	85	100	-	4.3×10 ¹⁰	0.91	961	1019	0.94	16	16304	82	0.47	本発明鋼
M1	GA	16	84	100	-	5.1×10 ¹⁰	0.90	963	1028	0.94	14	14392	78	0.48	本発明鋼
N1	GA	17	83	100	-	3.7×10 ¹⁰	0.91	940	1009	0.93	15	15135	77	0.46	本発明鋼
O1	HR	13	87	100	-	6.8×10 ¹¹	0.92	1166	1196	0.97	12	14352	52	0.45	本発明鋼
O2	GI	12	88	100	-	5.5×10 ¹¹	0.92	1182	1201	0.98	13	15613	54	0.46	本発明鋼
O3	GA	21	79	100	-	4.3×10 ⁹	0.84	842	945	0.89	15	14175	19	0.38	比較鋼
O4	GA	22	78	100	-	5.6×10 ¹¹	0.90	1161	1196	0.97	12	14352	56	0.46	本発明鋼
O5	GA	6	94	100	-	5.2×10 ¹¹	0.92	1139	1186	0.96	13	15418	60	0.47	本発明鋼
O6	GA	46	54	100	-	6.3×10 ¹¹	0.91	1179	1223	0.96	12	14676	54	0.45	本発明鋼
O7	GA	48	52	100	-	5.3×10 ¹¹	0.92	1164	1202	0.97	12	14424	58	0.46	本発明鋼
O8	GA	29	71	100	-	5.5×10 ¹¹	0.91	1176	1208	0.97	12	14496	55	0.46	本発明鋼
O9	GA	22	78	100	-	3.8×10 ⁹	0.83	672	862	0.78	4	3448	43	0.39	比較鋼
O10	GA	13	87	100	-	4.3×10 ⁹	0.84	842	962	0.88	14	13468	51	0.43	比較鋼
O11	GA	9	91	100	-	4.8×10 ⁹	0.83	853	971	0.88	14	13594	48	0.42	比較鋼
O12	GA	100	0	100	-	6.7×10 ¹¹	0.94	1156	1209	0.96	9	10881	55	0.48	比較鋼
O13	GA	0	9	9	フェライト 、パーライト	3.6×10 ⁹	0.79	745	854	0.87	17	14518	59	0.42	比較鋼
P1	GA	46	54	100	-	5.9×10 ¹¹	0.92	1176	1216	0.97	12	14592	52	0.46	本発明鋼
a1	GA	0	39	39	フェライト	3.4×10 ⁹	0.78	642	756	0.85	22	16632	72	0.39	比較鋼
b1	GA	29	71	100	-	2.4×10 ⁹	0.76	763	896	0.85	17	15232	56	0.38	比較鋼
c1	GA	0	33	33	フェライト 、パーライト	8.4×10 ⁸	0.75	682	786	0.87	19	14934	56	0.38	比較鋼
d1	GA	12	88	100	-	0	0.77	576	675	0.85	27	18225	63	0.36	比較鋼
e1	GA	13	87	100	-	2.2×10 ⁸	0.74	613	721	0.85	24	17304	70	0.37	比較鋼
f1	GA	6	94	100	-	1.9×10 ⁹	0.76	598	689	0.87	26	17914	65	0.36	比較鋼

[0062] 表1～表3-3から分かるように、本発明の化学組成を有し、本発明の熱

延条件、圧下率及び熱処理条件を満足した例（本発明鋼）では、Tiを含む円相当径が5.0nm以下の析出物の個数密度が 5.0×10^9 個/mm³以上であった。また、これらの例では、980MPa以上の引張強度、0.90以上の高い降伏比、12000MPa×%以上のTS×EI及び優れた耐疲労特性を満足していた。

[0063] 一方、化学組成、スラブ加熱温度、仕上げ温度、捲き取り温度、軽圧下条件、熱処理条件のいずれか一以上が本発明外である比較例については、鋼板のミクロ組織、H_{v s}/H_{v c}、Tiを含む円相当径5.0nm以下の析出物の個数密度または引張強度が低かった。その結果、980MPa以上の引張強度、 $Y P / T S \geq 0.90$ という高耐力、 $T S \times E I \geq 12000 \text{ MPa} \times \%$ という高延性、 $\text{疲労限} / T S \geq 0.40$ 以上という優れた耐疲労特性を同時に得ることはできなかった。

産業上の利用可能性

[0064] 本発明によれば、高耐力、高延性及び優れた耐疲労特性を有する、引張強度が980MPa以上の高強度鋼板を提供できる。この鋼板は、自動車部品の軽量化に寄与することから工業的に大きな価値がある。また、この鋼板は、高強度（高引張強度）、高耐力、高延性であり、かつ耐疲労特性に優れるので、自動車の足回り部品に好適である。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.020~0.090%、

Si : 0.01~2.00%、

Mn : 1.00~3.00%、

Ti : 0.010~0.200%、

Al : 0.005~1.000%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0100%以下、

N : 0.0100%以下、

Ni : 0~2.00%、

Cu : 0~2.00%、

Cr : 0~2.00%、

Mo : 0~2.00%、

Nb : 0~0.100%、

V : 0~0.100%、

W : 0~0.100%、

B : 0~0.0100%、

REM : 0~0.0300%、

Ca : 0~0.0300%、

Mg : 0~0.0300%、

を含有し、残部がFe及び不純物からなり、

 $0.100 \leq Ti + Nb + V \leq 0.450$ を満足し、

ミクロ組織が、体積率で、焼き戻しマルテンサイト及びベイナイトを合計で95%以上含有し、残部がフェライト及びパーライトからなり、

前記ミクロ組織が、円相当径が5.0nm以下でありかつTiを含有する析出物を単位体積当たり 5.0×10^9 個/mm³以上含有し

、
表面から深さ20 μ mの位置における平均硬度H_{v s}と、前記表面から0.20~0.50mmの位置における平均硬度H_{v c}との比であるH_{v s}/H_{v c}が、0.85以上であり、
引張強度が980MPa以上であり、
前記引張強度と伸びとの積が、12000MPa×%以上であることを特徴とする高強度鋼板。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、
Ni:0.01~2.00%、
Cu:0.01~2.00%、
Cr:0.01~2.00%、
Mo:0.01~2.00%、
Nb:0.005~0.100%、
V:0.005~0.100%、
W:0.005~0.100%、
B:0.0005~0.0100%、
REM:0.0003~0.0300%、
Ca:0.0003~0.0300%、
Mg:0.0003~0.0300%、
からなる群から選択される1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度鋼板。

[請求項3]

前記表面に溶融亜鉛めっき層を備えることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度鋼板。

[請求項4]

前記溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層であることを特徴とする請求項3に記載の高強度鋼板。

[請求項5]

請求項1又は2に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、
化学組成が、質量%で、C:0.020~0.090%、Si:0.01~2.00%、Mn:1.00~3.00%、Ti:0.01

0～0.200%、Al：0.005～1.000%、P：0.100%以下、S：0.0100%以下、N：0.0100%以下、Ni：0～2.00%、Cu：0～2.00%、Cr：0～2.00%、Mo：0～2.00%、Nb：0～0.100%、V：0～0.100%、W：0～0.100%、B：0～0.0100%、REM：0～0.0300%、Ca：0～0.0300%、Mg：0～0.0300%を含有し、残部がFe及び不純物からなるスラブを1230℃以上に加熱する加熱工程と；

前記スラブに対して、仕上げ圧延温度が930℃以上となるように熱間圧延を行って熱延鋼板を得る熱延工程と；

前記熱延鋼板を、300℃以上、600℃以下で捲き取った後、室温まで冷却する捲き取り工程と；

前記捲き取り工程後の前記熱延鋼板に対して酸洗を行う酸洗工程と；

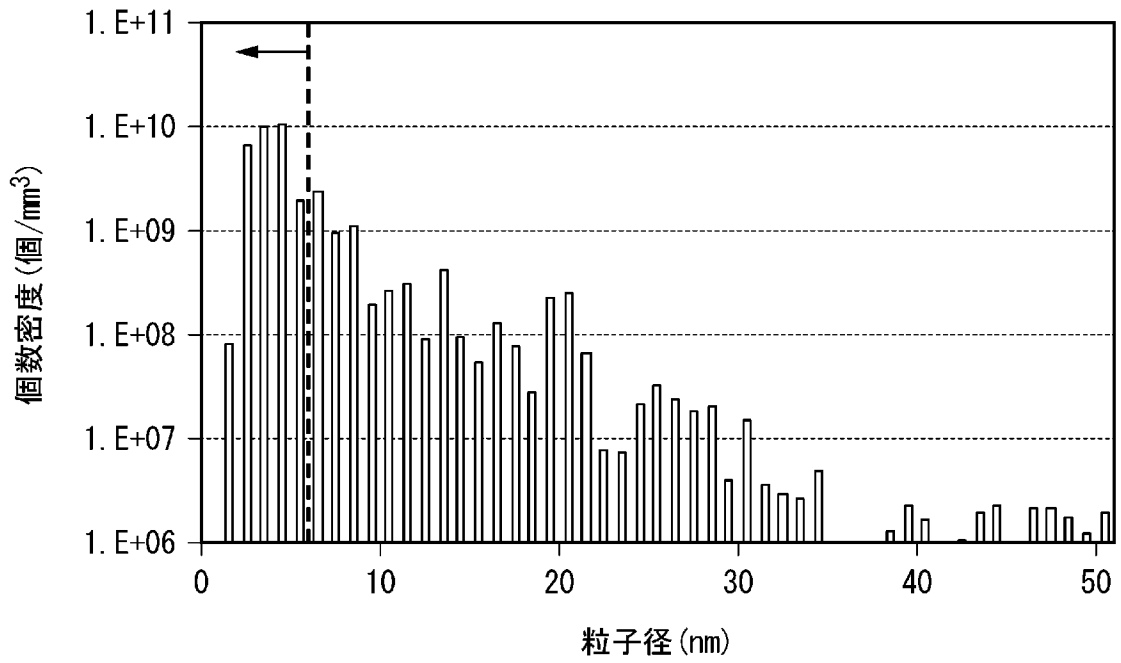
前記酸洗工程後の前記熱延鋼板に、5%超、30%以下の圧下率で圧下を行う軽圧下工程と；

前記軽圧下工程後の前記熱延鋼板を、450～Ac1℃の温度域に再加熱し、10～1500秒保持する再加熱工程と；を備えることを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

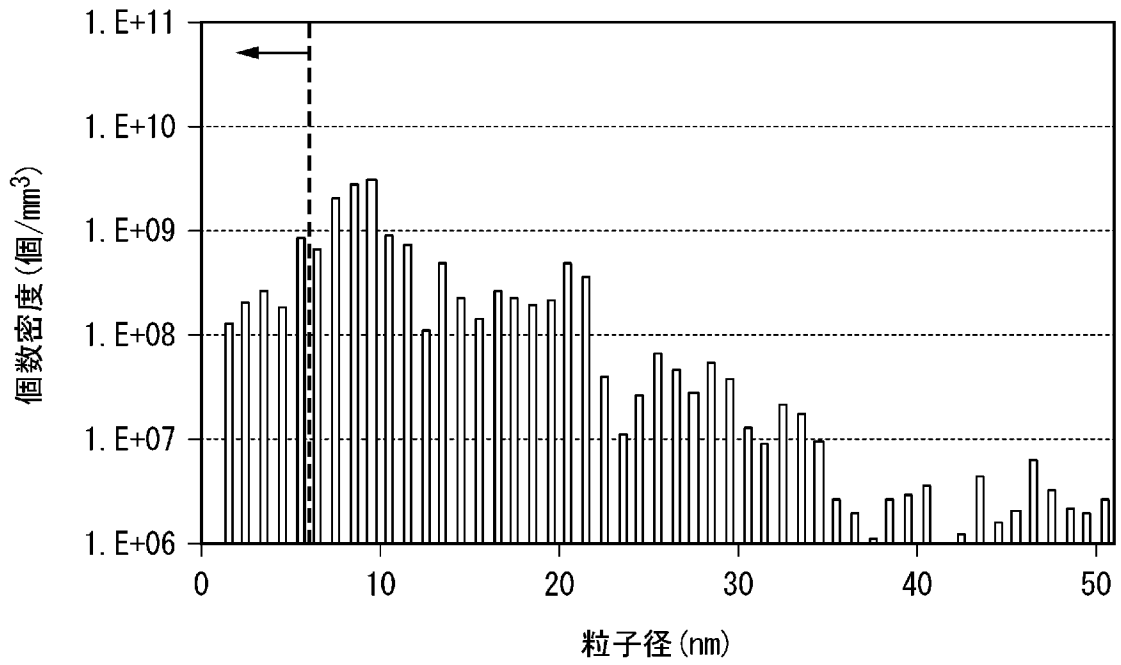
[請求項6] さらに、前記再加熱工程後の前記熱延鋼板に、溶融亜鉛めっきを施す溶融亜鉛めっき工程を備えることを特徴とする請求項5に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項7] さらに、前記溶融亜鉛めっき工程後の前記熱延鋼板を、460～600℃に加熱する合金化工程を備えることを特徴とする請求項6に記載の高強度鋼板の製造方法。

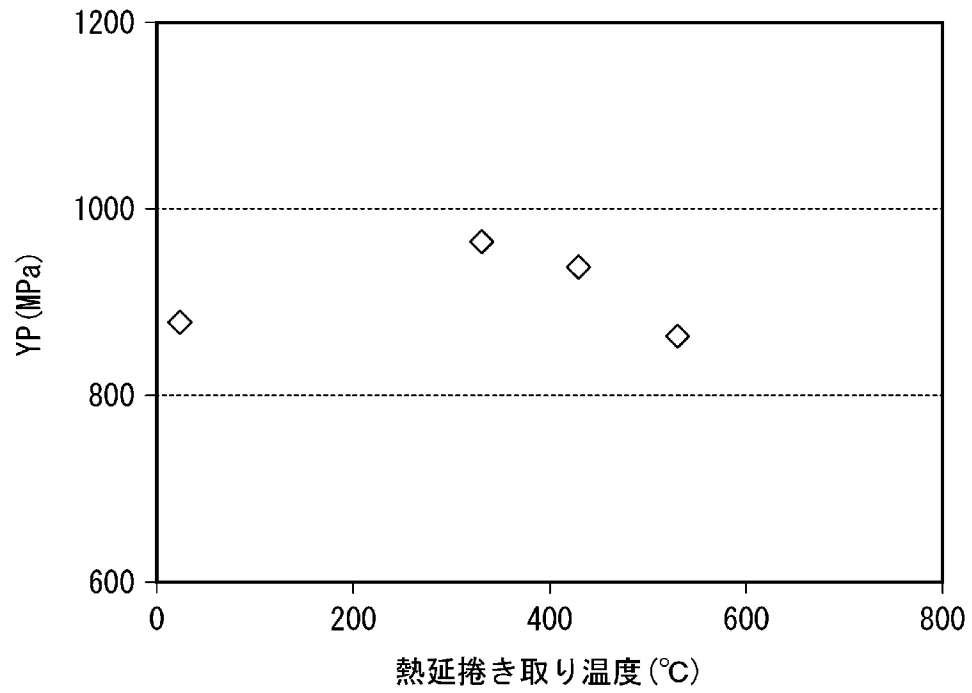
[図1A]



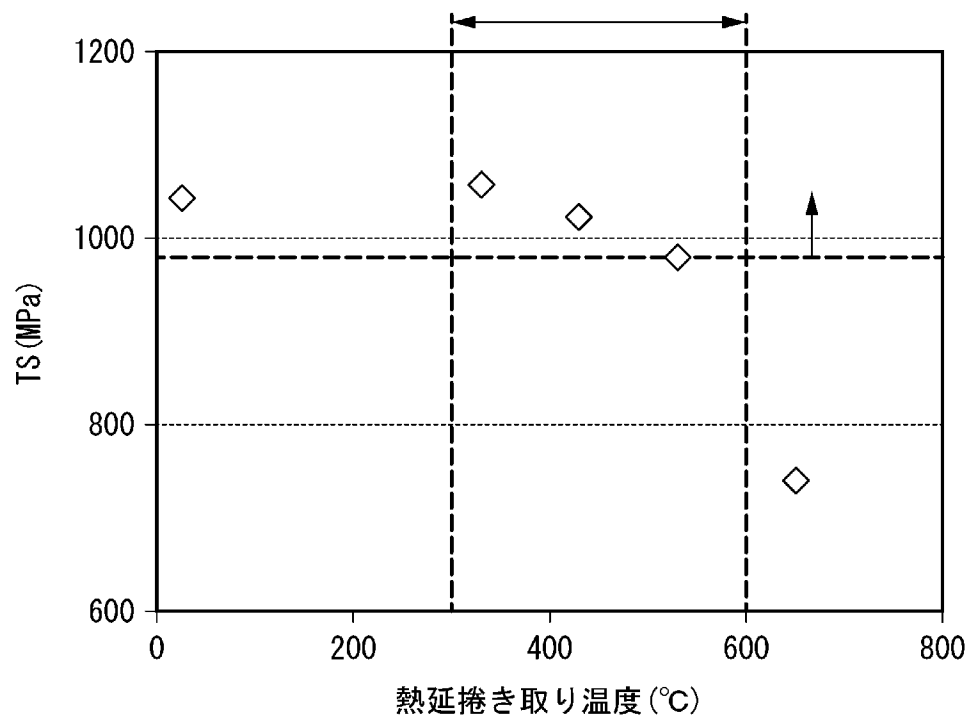
[図1B]



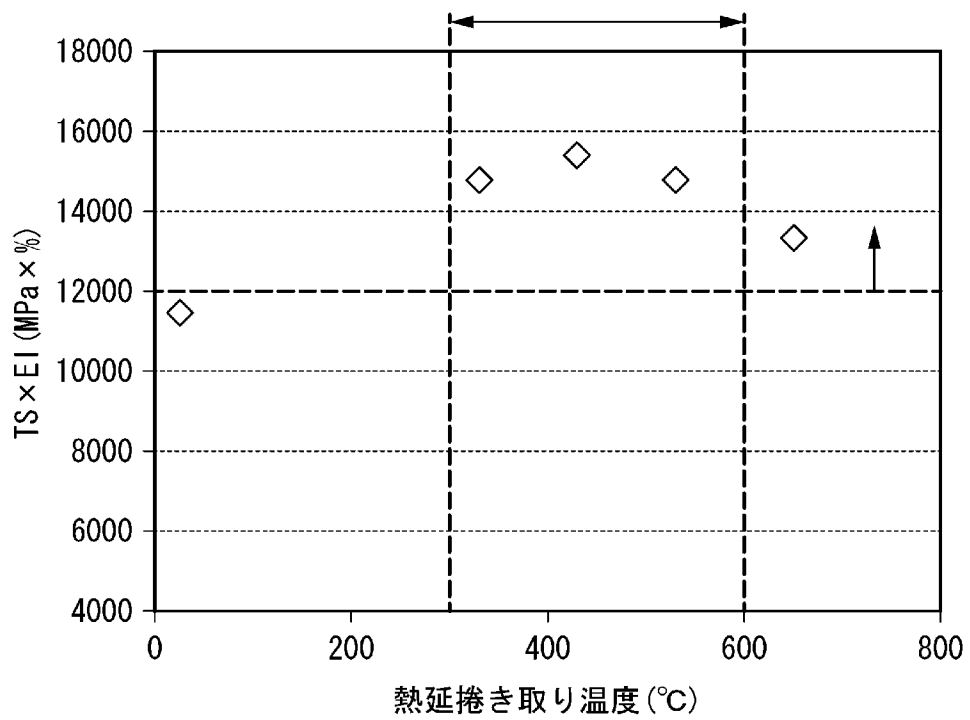
[図2A]



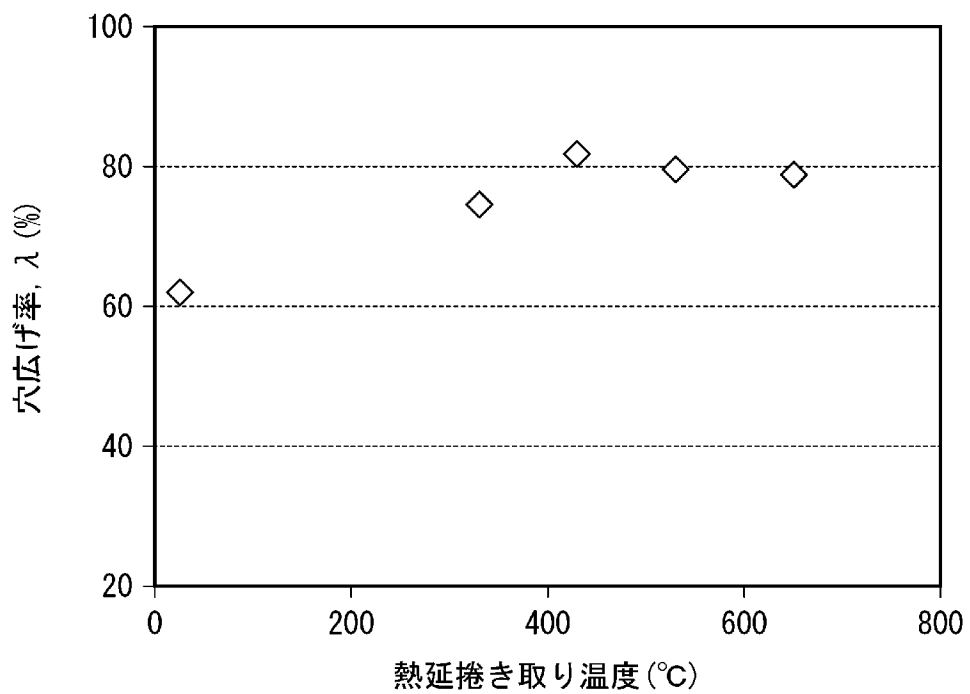
[図2B]



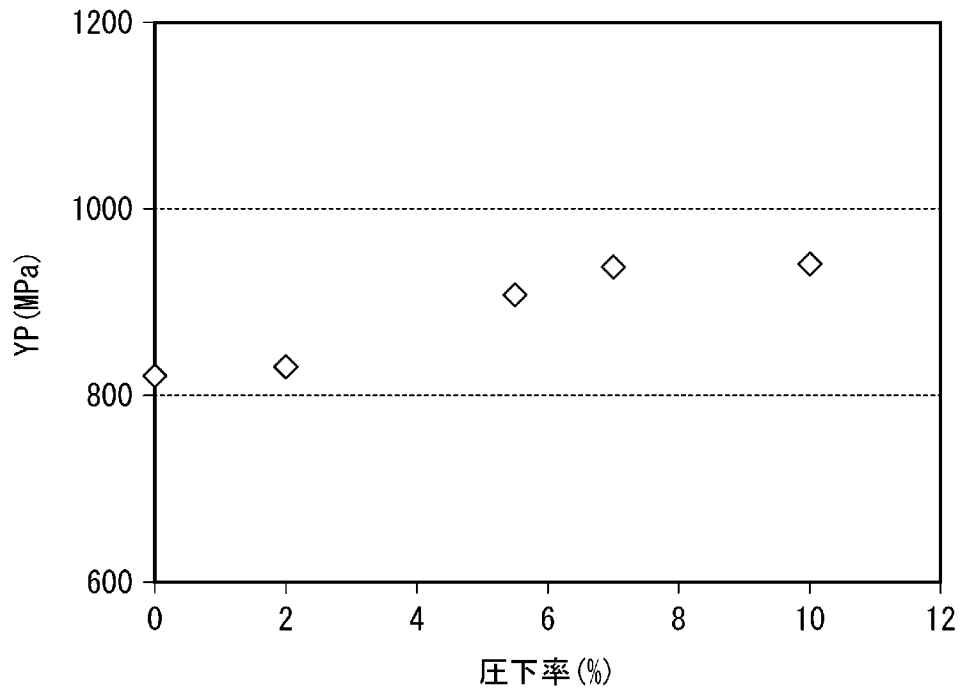
[図2C]



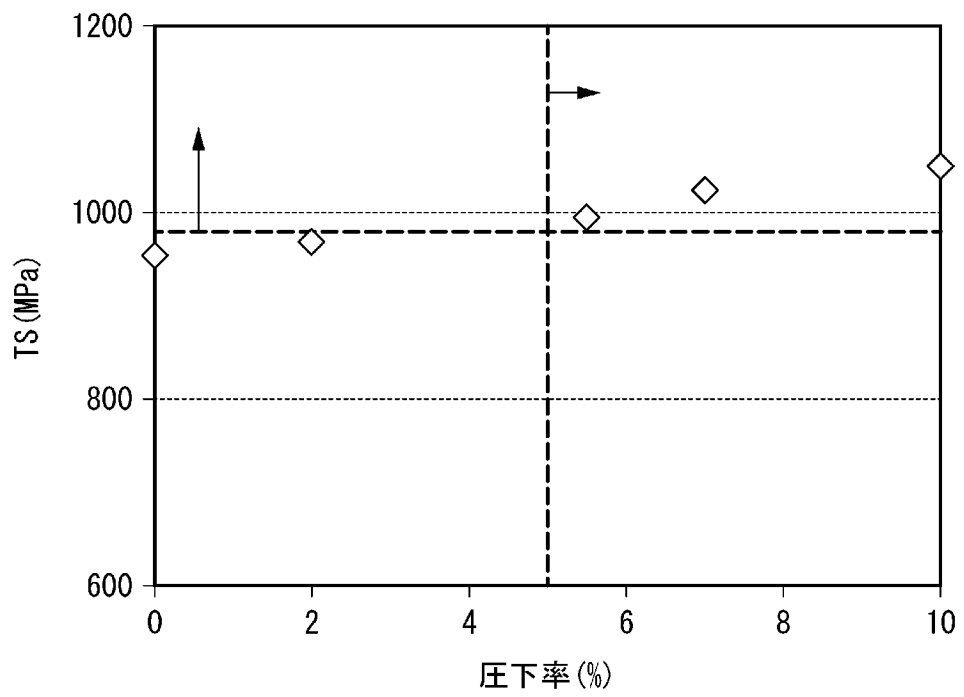
[図2D]



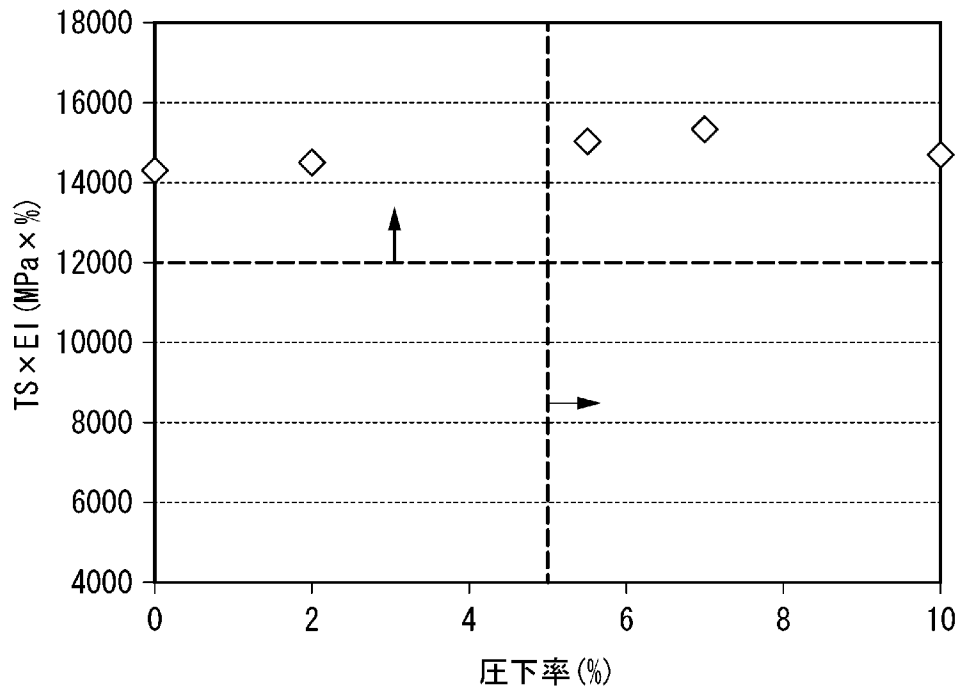
[図3A]



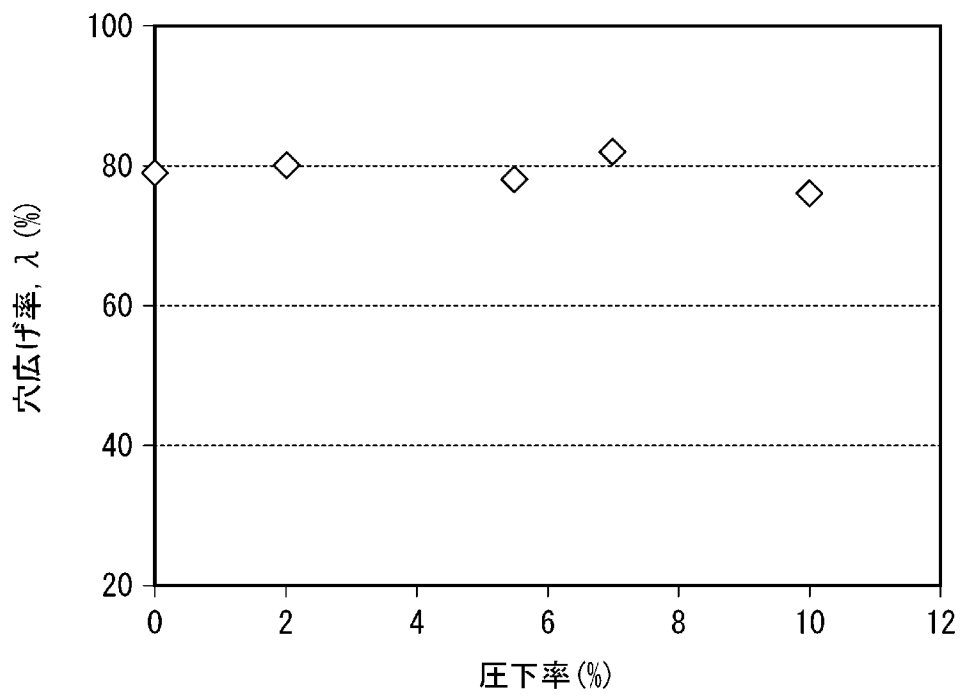
[図3B]



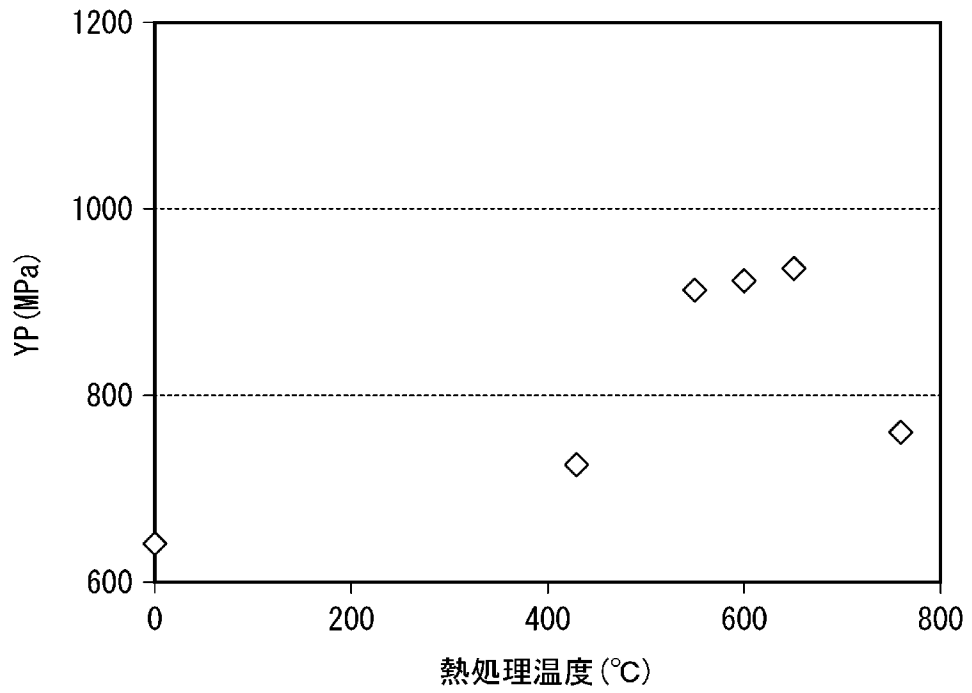
[図3C]



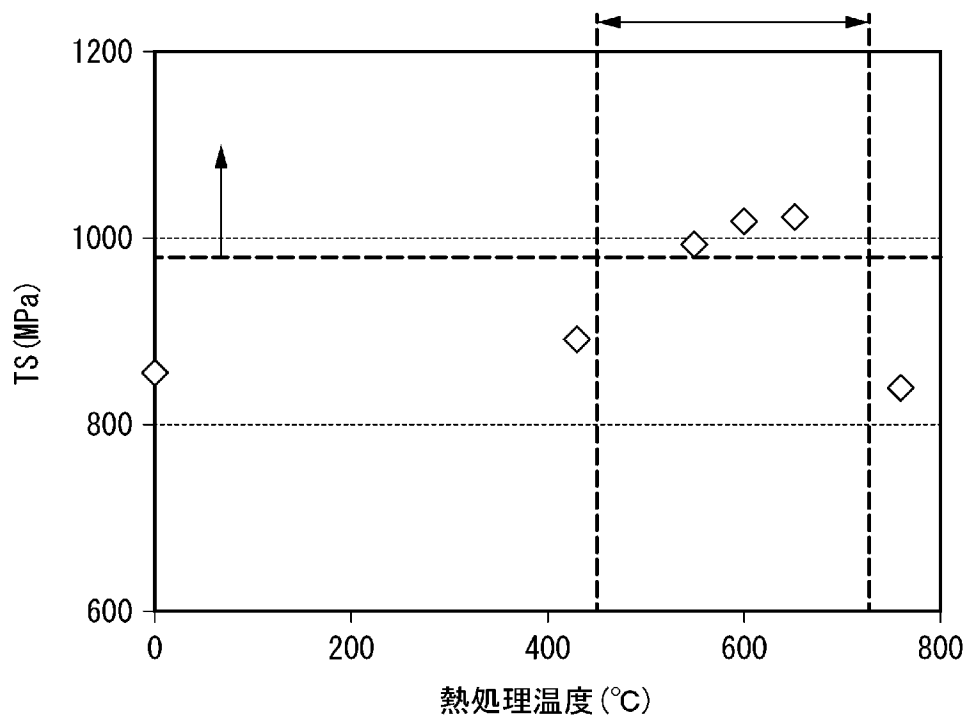
[図3D]



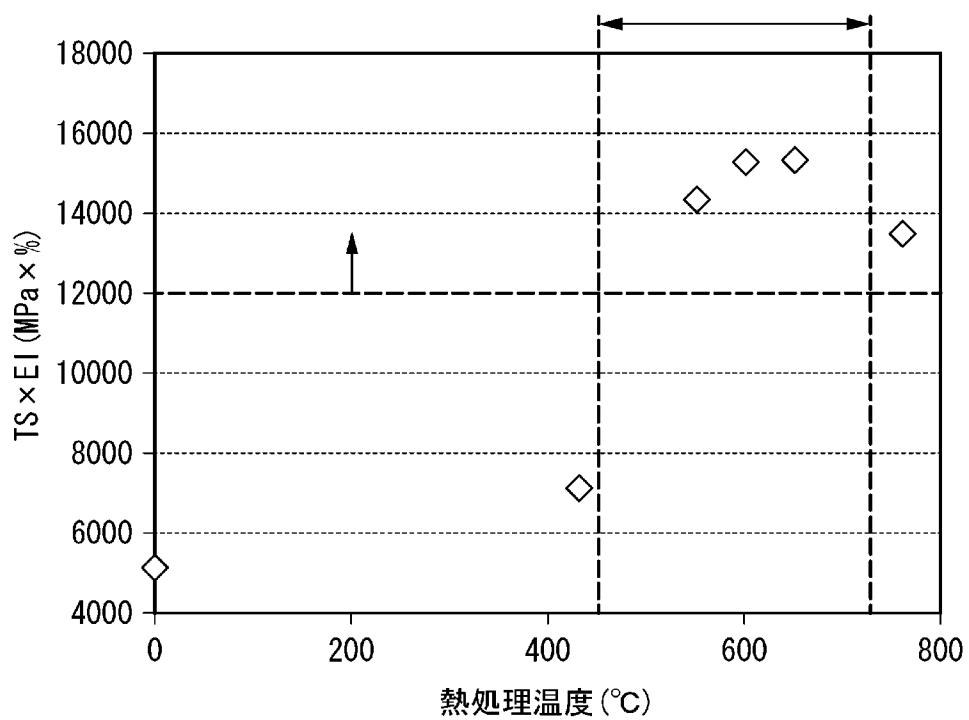
[図4A]



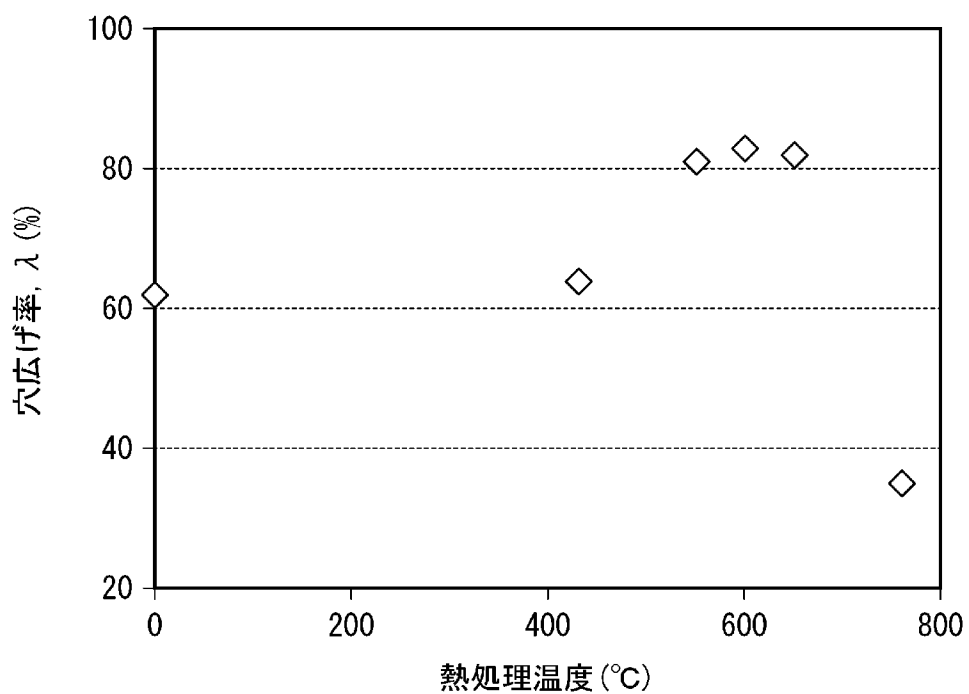
[図4B]



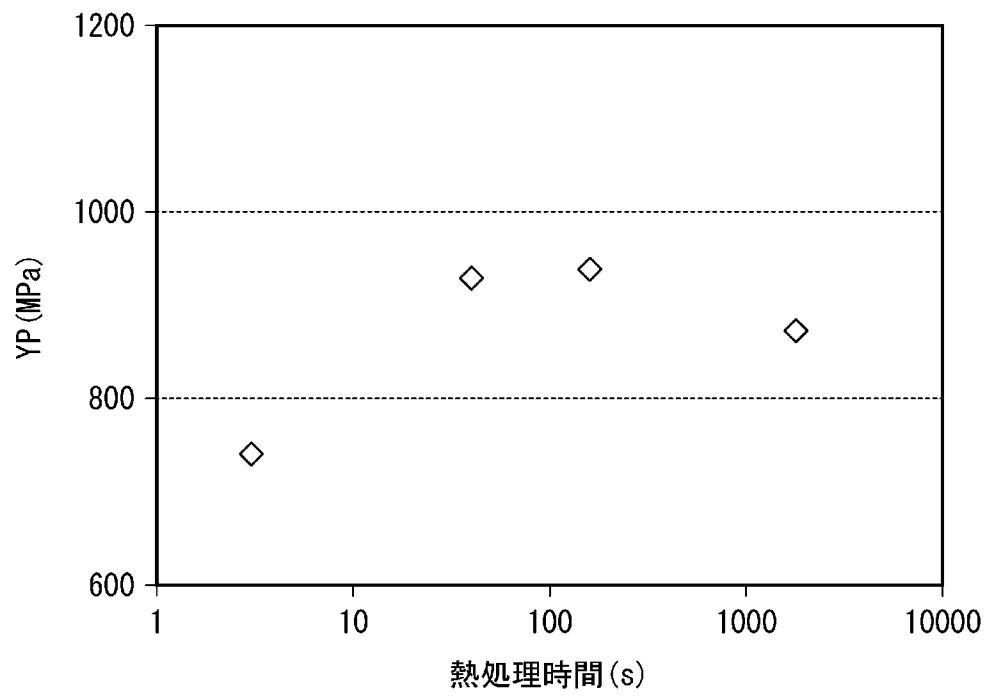
[図4C]



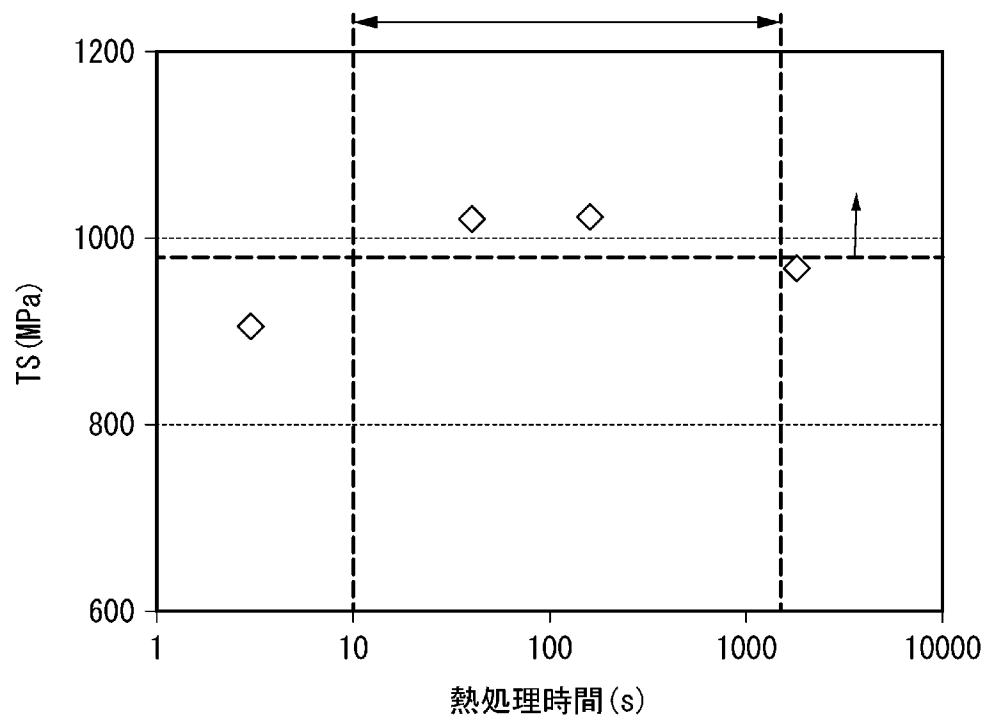
[図4D]



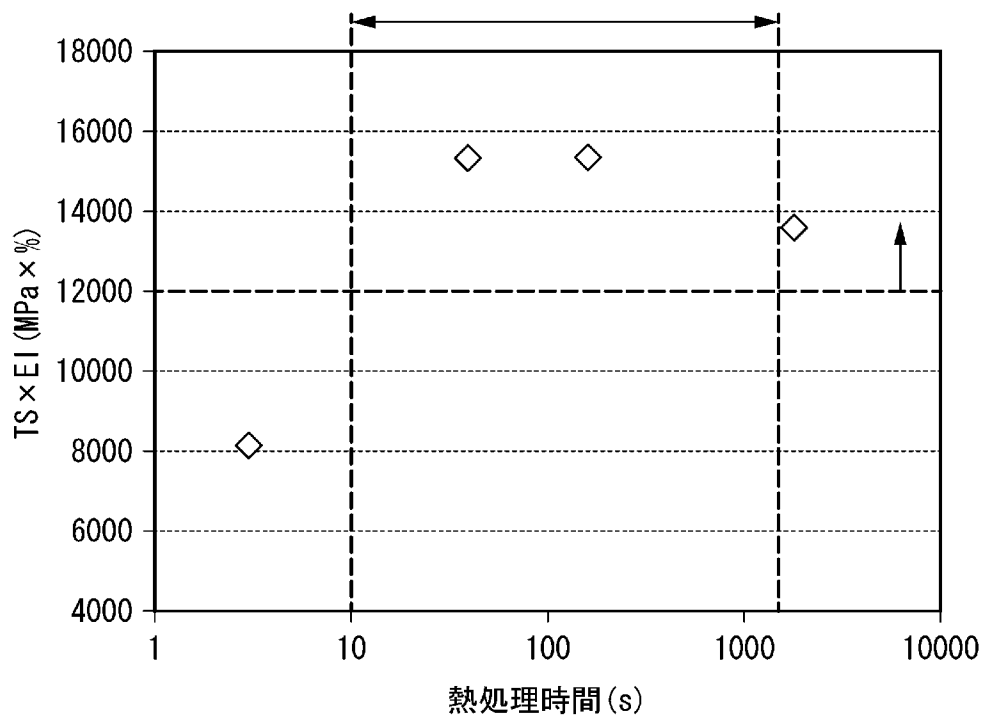
[図5A]



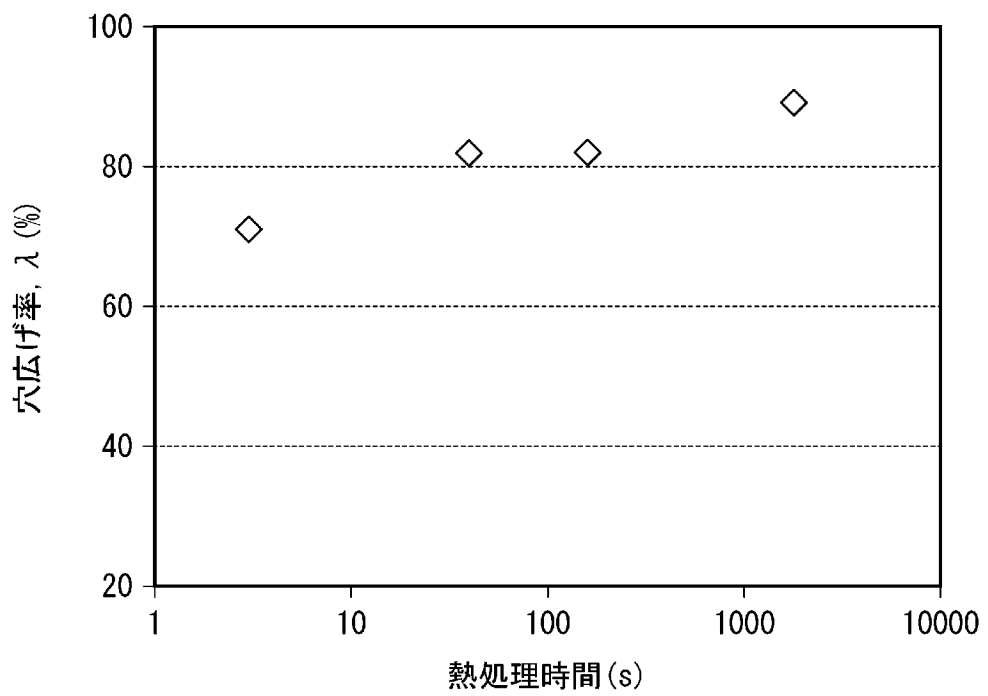
[図5B]



[図5C]



[図5D]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/012425

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER 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 U 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) C21D9/46; C22C38/00-38/60; C21D8/02 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched <table style="width:100%; border:none;"> <tr> <td style="width:70%;">Published examined utility model applications of Japan</td> <td style="text-align:right;">1922-1996</td> </tr> <tr> <td>Published unexamined utility model applications of Japan</td> <td style="text-align:right;">1971-2020</td> </tr> <tr> <td>Registered utility model specifications of Japan</td> <td style="text-align:right;">1996-2020</td> </tr> <tr> <td>Published registered utility model applications of Japan</td> <td style="text-align:right;">1994-2020</td> </tr> </table> Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)			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
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									
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT										
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.								
A	WO 2010/137317 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 02.12.2010 (2010-12-02)	1-7								
A	WO 2018/026013 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 08.02.2018 (2018-02-08)	1-7								
A	JP 2015-147958 A (JFE STEEL CORPORATION) 20.08.2015 (2015-08-20)	1-7								
A	JP 2001-220642 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 14.08.2001 (2001-08-14)	1-7								
A	WO 2018/092817 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 24.05.2018 (2018-05-24)	1-7								
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> 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 03 June 2020 (03.06.2020)		Date of mailing of the international search report 16 June 2020 (16.06.2020)								
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/JP2020/012425

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2010/137317 A1	02 Dec. 2010	US 2012/0031528 A1 US 2014/0311631 A1 EP 2436797 A1 KR 10-2011-0110370 A CN 102341521 A	
WO 2018/026013 A1	08 Feb. 2018	US 2019/0309398 A1 EP 3495527 A1 KR 10-2019-0015539 A CN 109477184 A	
JP 2015-147958 A	20 Aug. 2015	(Family: none)	
JP 2001-220642 A	14 Aug. 2001	(Family: none)	
WO 2018/092817 A1	24 May 2018	US 2019/0271051 A1 EP 3543364 A1 CN 109963958 A KR 10-2019-0073469 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 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 301W; C22C38/58; C21D9/46 U		
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; C22C38/00-38/60; C21D8/02 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	WO 2010/137317 A1（新日本製鐵株式会社）02.12.2010（2010-12-02）	1-7
A	WO 2018/026013 A1（新日鐵住金株式会社）08.02.2018（2018-02-08）	1-7
A	JP 2015-147958 A（JFEスチール株式会社）20.08.2015（2015-08-20）	1-7
A	JP 2001-220642 A（住友金属工業株式会社）14.08.2001（2001-08-14）	1-7
A	WO 2018/092817 A1（JFEスチール株式会社）24.05.2018（2018-05-24）	1-7
<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 03.06.2020	国際調査報告の発送日 16.06.2020	
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） 伊藤 真明 4K 3640 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/JP2020/012425

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2010/137317	A1	02.12.2010	US	2012/0031528	A1	
				US	2014/0311631	A1	
				EP	2436797	A1	
				KR	10-2011-0110370	A	
				CN	102341521	A	
WO	2018/026013	A1	08.02.2018	US	2019/0309398	A1	
				EP	3495527	A1	
				KR	10-2019-0015539	A	
				CN	109477184	A	
JP	2015-147958	A	20.08.2015	(ファミリーなし)			
JP	2001-220642	A	14.08.2001	(ファミリーなし)			
WO	2018/092817	A1	24.05.2018	US	2019/0271051	A1	
				EP	3543364	A1	
				CN	109963958	A	
				KR	10-2019-0073469	A	