

(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
2023年6月1日(01.06.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/095920 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/00 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2022/043929

(22) 国際出願日: 2022年11月29日(29.11.2022)

(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 2021-193323 2021年11月29日(29.11.2021) 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: 田畑 進一郎 (TABATA Shinichiro); 〒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). 楠見 和久 (KUSUMI Kazuhisa); 〒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: 松沼 泰史, 外 (MATSUNUMA Yasushi 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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,

HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, 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, CV, 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, ME, 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: STEEL MEMBER AND STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 鋼部材及び鋼板

(57) Abstract: A steel member according to the present invention has a specific chemical composition, and if a position corresponding to 1/4 the thickness from the surface in the thickness direction is taken as the 1/4 depth position, the metal structure at the 1/4 depth position contains, in volume fractions, 90% or more of martensite. With respect to the metal structure at the 1/4 depth position, among the crystal grains each having a body-centered structure, the ratio (L49-56°)/(L4-12°) of the length L49-56° of a grain boundary having a rotation angle of 49° to 56° to the length L4-12° of a grain boundary having a rotation angle of 4° to 12° is 1.10 or more as measured using the <011> direction as the rotation axis; and the tensile strength is more than 1,500 MPa.

(57) 要約: この鋼部材は、所定の化学組成を有し、表面から厚さ方向に、厚さの1/4の位置を1/4深さ位置としたとき、前記1/4深さ位置の金属組織が、体積分率で、マルテンサイトを90%以上含み、前記1/4深さ位置の前記金属組織において、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、<011>方向を回転軸として、回転角が49~56°となる粒界の長さL49-56°と、回転角が4~12°となる粒界の長さL4-12°との比であるL49-56°/L4-12°が1.10以上であり、引張強さが1500MPa超である。

WO 2023/095920 A1

明 細 書

発明の名称： 鋼部材及び鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、鋼部材及び鋼板に関する。

本願は、2021年11月29日に、日本に出願された特願2021-193323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] 自動車用鋼板の分野においては、昨今の環境規制および衝突安全基準の厳格化を背景に、燃費と衝突安全性との両方を向上させるため、高い引張強さを有する鋼板（高強度鋼板）の適用が拡大している。しかしながら、高強度化に伴い鋼板のプレス成形性が低下するので、複雑な形状の製品を製造することが困難になってきている。

[0003] 具体的には、高強度化に伴って鋼板の延性が低下し、複雑な形状に加工した場合に高加工部位で破断するという問題が生じている。また、鋼板の高強度化に伴って、加工後の残留応力によってスプリングバックおよび壁反りが発生し、寸法精度が劣化するという問題も生じている。したがって、高強度、特に780MPa以上の引張強さを有する鋼板を、複雑な形状を有する製品にプレス成形することは容易ではない。プレス成形ではなくロール成形によれば、高強度の鋼板を加工しやすいが、その適用先は長手方向に一様な断面を有する部品に限定される。

[0004] そこで近年、例えば、特許文献1～3に開示されるように、高強度鋼板のような成形が困難な材料をプレス成形する技術として、ホットスタンプ技術が採用されている。ホットスタンプ技術とは、成形に供する材料を加熱してから成形する熱間成形技術である。

[0005] この技術では、材料を加熱してから成形する。そのため、成形時には、鋼材が軟質であり、良好な成形性を有する。これにより、高強度な鋼板であっても、複雑な形状に精度よく成形することができる。また、ホットスタンプ

技術では、プレス金型によって成形と同時に焼入れを行うので、成形後の鋼材（鋼部材）は十分な強度を有する。

[0006] 例えば、特許文献1によれば、ホットスタンプ技術により、鋼板を成形して得られる鋼部材に1400MPa以上の引張強さを付与することが可能となることが開示されている。

[0007] 近年、世界各国がより高いCO₂削減目標を設定し、各自動車会社は衝突安全に配慮した燃費削減を進めている。ガソリン車は勿論、急速に進む電動車においても、乗客だけでなくバッテリーを衝突から守り、またその重量増加分を相殺するため、その材料として、さらなる高強度材が求められている。例えば自動車等に用いられる鋼部材においては、前述の特許文献1や、現在ホットスタンプにより成形された鋼部材として一般的に使用されている強度を超える、より高強度な（1.5GPaを超える強度の）鋼材が必要とされている。

[0008] しかしながら、金属材料の多くは、高強度化に伴い諸特性が劣化し、特に水素脆化の感受性が高まる。鋼部材においては、引張強さが1.2GPa以上になると水素脆化感受性が高まることが知られており、自動車分野に先んじて高強度化が進められてきたボルト鋼にて水素脆化割れの事例が存在する。そのため、1.5GPa超の引張強さを有するホットスタンプ部材においては、水素脆化感受性がさらに高まると懸念されている。

[0009] 自動車に用いられる鋼部材は、自動車の製造時、および使用時に発生する水素によって水素脆化割れするリスクがある。製造時においては、材料の加熱工程や電着塗装工程において水素が発生し、一部が鋼部材に吸蔵される。また使用時においては、鋼部材の腐食により水素が発生する。上述したように特に1.5GPa超の強度域では鋼材の水素脆化感受性が極めて高まるため、微量な水素であっても水素脆化し得ると考えられる。そのため、さらなる車体軽量化のために1.5GPa超の引張強さを有するホットスタンプ部材を車体へ適用するためには、水素脆化割れのリスクを十分に低減する必要がある。

[0010] 引張強さが1.5 GPaを超える高強度鋼材に関して、例えば特許文献2には、韌性に優れ、かつ引張強さが1.8 GPa以上の、熱間プレス成形されたプレス成形品が開示されている。特許文献3には、2.0 GPa以上という極めて高い引張強さを有し、さらに、良好な韌性と延性とを有する鋼材が開示されている。特許文献4には、1.8 GPa以上という高い引張強さを有し、さらに、良好な韌性を有する鋼材が開示されている。特許文献5には、2.0 GPa以上という極めて高い引張強さを有し、さらに、良好な韌性を有する鋼材が開示されている。

しかしながら、上述した自動車の製造や使用における耐水素脆性の観点から、これらの技術には更なる改善の余地がある。

先行技術文献

特許文献

- [0011] 特許文献1：日本国特開2002-102980号公報
特許文献2：日本国特開2012-180594号公報
特許文献3：日本国特開2012-1802号公報
特許文献4：国際公開第2015/182596号
特許文献5：国際公開第2015/182591号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 本発明は、上記の問題点を解決するためになされたものであり、高い引張強さを有し、かつ耐水素脆性に優れた鋼部材及びその鋼部材の素材として好適な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

[0013] 本発明者らは、高い引張強さを有し、かつ耐水素脆性に優れる鋼部材を得るべく、これら特性に及ぼす、金属組織や、素材となる鋼板の影響について調査した。その結果、以下の知見を得た。

[0014] (a) 一般に使用されている、ホットスタンプのような焼入れを含む熱処

理後に引張強さが1.5 GPa (1500 MPa) 程度を示す鋼板の多くは、0.20質量%程度のCを含有し、このCによって熱処理後の強度を確保している。

本発明者らは、さらなる車体軽量化のため、C含有量を高めることで熱処理後に1.5 GPa超の高強度を有する鋼部材を得るための詳細検討を行った。その結果、C含有量を0.26質量%以上とすることで、ホットスタンプのような焼入れを含む熱処理後に引張強さが1.5 GPa超の超高強度が得られることが分かった。

[0015] 一方で、引張強さ1.5 GPa超への超高強度化に伴い、水素脆化感受性は増大し、自動車使用時の腐食環境において発生する水素によって水素脆化割れが発生するリスクが懸念された。

[0016] (b) 本発明者らは、引張強さが1.5 GPa超の高強度鋼部材において、耐水素脆性を向上させる手法について検討を行った。その結果、特定の回転角を有する結晶粒界長さを制御することにより、耐水素脆性を向上できることを見出した。

[0017] 本発明者らは、上記の知見に基づき、耐水素脆性が大きく改善され、かつ引張強さが1.5 GPa超の、鋼部材とその素材となる鋼板を開発した。

本発明は、下記を要旨とする。

[1] 本発明の一態様に係る鋼部材は、質量%で、C: 0.26~0.65%、Si: 0~2.00%、Mn: 0.05~3.00%、P: 0.050%以下、S: 0.0100%以下、N: 0.010%以下、O: 0.010%以下、Nb: 0.01~0.10%、Ti: 0.005~0.100%、Cu: 0.10~2.50%、Ni: 0~0.30%、Cr: 0~0.50%、B: 0~0.0100%、Mo: 0~1.00%、V: 0~1.00%、Ca: 0~0.010%、Mg: 0~0.010%、Al: 0~1.00%、Sn: 0~1.00%、W: 0~1.00%、Sb: 0~1.00%、Zr: 0~1.00%、Se: 0~1.00%、Bi: 0~1.00%、As: 0~1.00%、Ta: 0~1.00%、Re: 0~1.00%、Os

: 0~1.00%、Ir: 0~1.00%、Tc: 0~1.00%、Co: 0~1.00%、REM: 0~0.30%、及び、残部: Fe及び不純物、からなる化学組成を有し、表面から厚さ方向に、厚さの1/4の位置を1/4深さ位置としたとき、前記1/4深さ位置の金属組織が、体積分率で、マルテンサイトを90%以上含み、前記1/4深さ位置の前記金属組織において、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° との比である $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ が1.10以上であり、引張強さが1500MPa超である。

[2] [1]に記載の鋼部材は、さらに、前記化学組成における、質量%での、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Nb含有量を[Nb]、Ti含有量を[Ti]、N含有量を[N]としたとき、 $[Ni] / [Cu] < 0.50$ であり、 $[Nb] = 0.01$ 以上 0.03 未満において $[Ti] = 3 \times [N] + 0.010 \sim 3 \times [N] + 0.020$ 、 $[Nb] = 0.03$ 以上 0.05 未満において $[Ti] = 5 \times [N] + 0.010 \sim 5 \times [N] + 0.020$ 、 $[Nb] = 0.05 \sim 0.10$ において $[Ti] = 7 \times [N] + 0.010 \sim 7 \times [N] + 0.020$ 、であり、前記1/4深さ位置での前記金属組織にNbTi(C, N)が含まれ、前記NbTi(C, N)のサイズが $20 \mu\text{m}$ 以下であってもよい。

[3] [1]または[2]に記載の鋼部材は、前記表面に、被覆を有してもよい。

[4] [3]に記載の鋼部材は、前記被覆が、Fe-Al系合金を主体としてもよい。

[5] [3]に記載の鋼部材は、前記被覆が、Fe-Zn系合金を主体としてもよい。

[6] 本発明の別の態様に係る鋼板は、質量%で、C: $0.26 \sim 0.65\%$ 、Si: $0 \sim 2.00\%$ 、Mn: $0.05 \sim 3.00\%$ 、P: 0.050% 以下、S: 0.0100% 以下、N: 0.010% 以下、O: 0.01

0%以下、Nb：0.01～0.10%、Ti：0.005～0.100%、Cu：0.10～2.50%、Ni：0～0.30%、Cr：0～0.50%、B：0～0.0100%、Mo：0～1.00%、V：0～1.00%、Ca：0～0.010%、Mg：0～0.010%、Al：0～1.00%、Sn：0～1.00%、W：0～1.00%、Sb：0～1.00%、Zr：0～1.00%、Se：0～1.00%、Bi：0～1.00%、As：0～1.00%、Ta：0～1.00%、Re：0～1.00%、Os：0～1.00%、Ir：0～1.00%、Tc：0～1.00%、Co：0～1.00%、REM：0～0.30%、及び、残部：Fe及び不純物、からなる化学組成を有し、表面から板厚方向に板厚の1/4の位置である1/4深さ位置の金属組織において、結晶方位差が5°以上の境界で囲まれ、その境界の内部の平均結晶方位差が0.4°以上、3.0°以下である領域の体積分率が85%以下であり、前記1/4深さ位置の前記金属組織において、残留オーステナイトの体積分率が5%以下である。

[7] [6]に記載の鋼板は、前記金属組織において、結晶方位差が5°以上の境界で囲まれ、その境界の内部の平均結晶方位差が0.4°以上、3.0°以下である前記領域の体積分率が10%以下であってもよい。

[8] [6]または[7]に記載の鋼板は、前記表面に被覆を有してもよい。

[9] [8]に記載の鋼板は、前記被覆が、Al系被覆であってもよい。

[10] [8]に記載の鋼板は、前記被覆が、Zn系被覆であってもよい。

発明の効果

[0018] 本発明の上記態様によれば、高い引張強さを有し、かつ耐水素脆性に優れた鋼部材、及びその素材として好適な鋼板を提供することができる。このような鋼部材は、高強度でありながら水素脆化リスクが低いので、より安全に車体へ適用できる。

発明を実施するための形態

[0019] (A) 鋼部材

本発明の一実施形態に係る鋼部材（本実施形態に係る鋼部材）は、所定の化学組成を有し、表面から厚さ方向に、厚さの $1/4$ の位置を $1/4$ 深さ位置としたとき、 $1/4$ 深さ位置の金属組織が、体積分率で、マルテンサイトを90%以上含み、 $1/4$ 深さ位置の金属組織において、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° と、の比である $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ が1.10以上であり、引張強さが1500MPa（1.5GPa）超である。

鋼部材は、表面に被覆を有していてもよい。

以下、各要件について詳しく説明する。

[0020] (A1) 化学組成

本実施形態に係る鋼部材は、所定の化学組成を有する。具体的には、鋼部材の化学組成は、質量%で、C：0.26～0.65%、Si：0～2.00%、Mn：0.05～3.00%、P：0.050%以下、S：0.0100%以下、N：0.010%以下、O：0.010%以下、Nb：0.01～0.10%、Ti：0.005～0.100%、Cu：0.10～2.50%、Ni：0～0.30%、Cr：0～0.50%、B：0～0.0100%、Mo：0～1.00%、V：0～1.00%、Ca：0～0.010%、Mg：0～0.010%、Al：0～1.00%、Sn：0～1.00%、W：0～1.00%、Sb：0～1.00%、Zr：0～1.00%、Se：0～1.00%、Bi：0～1.00%、As：0～1.00%、Ta：0～1.00%、Re：0～1.00%、Os：0～1.00%、Ir：0～1.00%、Tc：0～1.00%、Co：0～1.00%、REM：0～0.30%、及び、残部：Fe及び不純物からなる。

ここで鋼部材の化学組成は、表面付近を除いた部分（例えば鋼部材の表面から厚さ方向に厚さの $1/4$ の位置： $1/4$ 深さ位置）の化学組成をいう。

以下、含有量に関する%は、断りがない限り質量%である。

各元素の含有量の限定理由は下記の通りである。

[0021] C : 0.26 ~ 0.65 %

Cは、鋼の焼入れ性を高め、鋼板をホットスタンプなどの焼入れに供した後得られる鋼部材の強度を向上させる元素である。C含有量が0.26%未満では、焼入れ後の鋼部材（焼き入れによって得られる鋼部材）において十分な強度（1.5 GPa（1500 MPa）超）を確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.26%以上とする。C含有量は0.28%以上とすることが好ましく、0.32%以上とすることがより好ましい。

一方、C含有量が0.65%を超えると、焼入れ後の鋼部材の強度が過剰に高くなり、耐水素脆性の低下が著しくなる。したがって、C含有量は0.65%以下とする。C含有量は、0.60%以下とすることが好ましい。

[0022] Si : 0 ~ 2.00 %

Siは、含有されなくてもよい（0%でもよい）が、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部材の強度を安定して確保するために有効な元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Si含有量は0.10%以上とすることが好ましく、0.35%以上とすることがより好ましい。

一方、鋼中のSi含有量が2.00%を超えると、熱処理（焼入れ）に際して、オーステナイト変態のために必要となる加熱温度が著しく高くなる。これにより、熱処理に要するコストが上昇したり、加熱時にフェライトが残留して鋼部材の強度が低下したりする場合がある。したがって、Si含有量は2.00%以下とする。Si含有量は1.50%以下とすることが好ましい。

[0023] Mn : 0.05 ~ 3.00 %

Mnは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の強度を安定して確保するために、非常に効果のある元素である。Mnはさらに、Ac3点を下げ、焼入れ処理温度の低温化を促進する元素である。しかしながら、Mn含有量が0.05%未満ではその効果が十分ではない。そのため、Mn含有量を0.05%以上とする。Mn含有量は0.15%以上とすることが好ましい。

一方、Mn含有量が3.00%を超えると、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性が劣化する。そのためMn含有量は3.00%以下とする。Mn含有量は、2.50%以下とすることが好ましく、1.50%以下とすることがより好ましい。

[0024] P : 0.050%以下

Pは、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性を低下させる元素である。特に、P含有量が0.050%を超えると、耐水素脆性の低下が著しくなる。したがって、P含有量は0.050%以下に制限する。P含有量は、0.020%以下に制限することが好ましい。

P含有量は少ない方が好ましいので、0%でもよいが、コストの観点から0.001%以上としてもよい。

[0025] S : 0.0100%以下

Sは、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性を低下させる元素である。特に、S含有量が0.0100%を超えると、耐水素脆性の低下が著しくなる。したがって、S含有量は0.0100%以下に制限する。S含有量は、0.0050%以下に制限することが好ましい。S含有量は少ない方が好ましいので、0%でもよいが、コストの観点から0.0001%以上としてもよい。

[0026] N : 0.010%以下

Nは、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性を低下させる元素である。特に、N含有量が0.010%を超えると、鋼中に粗大な窒化物が形成され、耐水素脆性が著しく低下する。したがって、N含有量は0.010%以下とする。N含有量の下限は特に限定する必要はなく0%でもよいが、N含有量を0.0002%未満とすることは製鋼コストの増大を招き、経済的に好ましくない。そのため、N含有量は0.0002%以上としてもよく、0.0008%以上、または0.001%以上としてもよい。

[0027] O : 0.010%以下

Oは、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性を低下させる元素である。特に、O含有量が0.010%を超えると、鋼中に粗大な酸化物が形成され、耐水素

脆性が著しく低下する。したがって、O含有量は0.010%以下とする。O含有量の下限は特に限定する必要はなく0%でもよいが、O含有量を0.0002%未満とすることは製鋼コストの増大を招き、経済的に好ましくない。そのため、O含有量は0.0002%以上としてもよく、0.0008%以上、または0.001%以上としてもよい。

[0028] Nb : 0.01~0.10%

Nbは、鋼中で微細な炭窒化物を形成し、その炭窒化物による細粒化効果により、熱間圧延工程におけるCu熱間脆化割れを抑制し、また鋼部材の耐水素脆性を向上させる作用を有する元素である。上記の効果を得るため、Nb含有量は0.01%以上とする。Nb含有量は、0.02%以上とすることが好ましい。

一方、Nb含有量が0.10%を超えると、炭窒化物が粗大化し、連続鋳造工程における曲げ矯正割れが促進される。また、固溶Nbが後述する鋼部材における特定の回転角を有する結晶粒界の発達を阻害し、鋼部材の耐水素脆性が低下する。そのため、Nb含有量は0.10%以下とする。Nb含有量は0.08%以下とすることが好ましい。

[0029] Ti : 0.005~0.100%

Tiは、鋼中でNbと共に微細な炭窒化物を形成し、その炭窒化物による細粒化効果により、熱間圧延工程におけるCu熱間脆化割れを抑制し、また鋼部材の耐水素脆性を向上させる作用を有する元素である。また、Tiは、鋼中のNと優先的に結合して窒化物も形成し、BNの析出による固溶Bの消費を抑制し、後述するBによる焼入れ性向上の効果を促進する元素である。上記の効果を得るため、Ti含有量は0.005%以上とする。Ti含有量は、0.010%以上とすることが好ましく、0.015%以上とすることがより好ましい。

一方、Ti含有量が0.100%を超えると、炭窒化物が粗大化し、連続鋳造工程における曲げ矯正割れが促進される。また、固溶Tiが後述する鋼部材における特定の回転角を有する結晶粒界の発達を阻害し、鋼部材の耐水

素脆性が低下する。また、Nbとの炭窒化物やTiNの他に、TiCの析出量が増加してCが消費されるので、焼入れ後の鋼部材の強度が低下する。したがって、Ti含有量は0.100%以下とする。Ti含有量は0.080%以下とすることが好ましい。

[0030] Cu : 0.10~2.50%

Cuは、特定の回転角を有する結晶粒界を発達させ、鋼部材の耐水素脆性を向上させる元素である。また、Cuは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部材の強度を安定して確保するために有効な元素である。また、Cuは腐食環境において耐食性を向上させる元素である。これらの効果を得るためには、Cu含有量を0.10%以上とする。Cu含有量は0.20%以上とすることが好ましい。

一方、Cu含有量が2.50%を超えると上記の効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、Cu含有量は2.50%以下とする。Cu含有量は1.50%以下とすることが好ましく、1.00%以下とすることがより好ましい。

[0031] 本実施形態に係る鋼部材の化学組成において、上述した元素以外、すなわち残部はFeおよび不純物であってもよい。または、鋼部材及びこの鋼部材を含む部品の各種特性（焼入れ性、強度、耐水素脆性、脱酸性、耐食性等）を向上させるために、さらに、下記に示す範囲で、Ni、Cr、B、Mo、V、Ca、Mg、Al、Sn、W、Sb、Zr、Se、Bi、As、Ta、Re、Os、Ir、Tc、CoおよびREMからなる群から選択される1種以上の元素を含有させてもよい。これらの元素は任意元素であり、必ずしも含有する必要がないので、下限は0%である。後述する上限以下の含有量であれば、これらの元素が不純物として含まれていてもよい。

[0032] Ni : 0~0.30%

Niは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部材の強度を安定して確保するために有効な元素である。また、Niは鋼板の製造においてCu熱間脆化割れを抑制する作用を有する元素である。そのため、含有させてもよい。上

記の効果を得る場合、Ni含有量は0.06%以上とすることが好ましく、0.10%以上とすることがより好ましく、0.20%以上とすることがさらに好ましい。Cu含有量に応じたNi含有量としてもよい。

一方、Ni含有量が0.30%を超えると、後述する特定の結晶粒界の発達が阻害され、鋼部材の限界水素量が低下する。またNiは鋼部材製造工程においてレーザー切断や溶接を行う場合に、人体に害のあるヒュームを発生させる。したがって、Niを含有させる場合、Ni含有量は0.30%以下とする。Ni含有量は0.20%以下とすることが好ましく、0.15%以下とすることがより好ましく、0.10%以下とすることがさらに好ましい。

[0033] Cr: 0~0.50%

Crは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部材の強度を安定して確保するために有効な元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Cr含有量は0.03%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。

一方、Cr含有量が0.50%を超えると上記の効果は飽和する上、コストが増加する。またCrは鉄炭化物を安定化させる作用を有するので、Cr含有量が0.50%を超えると鋼板の熱処理時に粗大な鉄炭化物が溶け残り、鋼部材の耐水素脆性が低下する場合がある。またCrは鋼部材製造工程においてレーザー切断や溶接を行う場合に、人体に害のあるヒュームを発生させる。したがって、Cr含有量は0.50%以下とする。Cr含有量は0.25%以下とすることが好ましく、0.20%以下とすることがより好ましく、0.15%以下とすることがさらに好ましい。

[0034] B: 0~0.0100%

Bは、微量でも鋼の焼入れ性を高める作用を有する元素である。また、Bは粒界に偏析することで、粒界を強化して耐水素脆性を向上させる元素であり、鋼板の加熱時にオーステナイトの粒成長を抑制する元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、B含有量は0.0005%

以上とすることが好ましく、0.0010%以上とすることがより好ましい。

一方、B含有量が0.0100%を超えると、粗大な化合物が多く析出し、鋼部材の耐水素脆性が低下する。したがって、含有させる場合、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は0.0080%以下とすることが好ましい。

[0035] Mo : 0~1.00%

Moは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部材の強度を安定して確保するために、非常に効果のある元素である。特に、上記Bと複合含有させることで焼入れ性向上の相乗効果が得られる。そのため、含有させても良い。上記の効果を得る場合、Mo含有量は0.10%以上とすることが好ましく、0.20%以上とすることがより好ましい。

一方、Moは、鉄炭化物を安定化させる作用を有する元素である。Mo含有量が1.00%を超えると鋼板の加熱時に粗大な鉄炭化物が溶け残り、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性が低下する場合がある。また、コスト増加が著しい。したがって、含有させる場合、Mo含有量は1.00%以下とする。Mo含有量は0.80%以下とすることが好ましい。

[0036] V : 0~1.00%

Vは、鋼中で微細な炭化物を形成し、その炭化物による細粒化効果や水素トラップ効果により、鋼部材の耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、V含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.10%以上とすることがより好ましい。

一方、V含有量が1.00%を超えると、上記の効果が飽和して経済性が低下する。したがって、含有させる場合、V含有量は1.00%以下とする。

[0037] Ca : 0~0.010%

Caは、鋼中の介在物を微細化し、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性を高める効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得

る場合、Ca含有量を0.001%以上とすることが好ましく、0.002%以上とすることがより好ましい。

一方、Ca含有量が0.010%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、Ca含有量は0.010%以下とする。Ca含有量は、0.005%以下とすることが好ましく、0.004%以下とすることがより好ましい。

[0038] Mg : 0~0.010%

Mgは、鋼中の介在物を微細化し、熱処理後の耐水素脆性を高める効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Mg含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Mg含有量は、より好ましくは0.002%以上である。

一方、Mg含有量が0.010%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、Mg含有量は0.010%以下とする。Mg含有量は、好ましくは0.005%以下であり、より好ましくは0.004%以下である。

[0039] Al : 0~1.00%

Alは、鋼の脱酸剤として一般的に用いられる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得るためには、Al含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Al含有量が1.00%を超えると、上記の効果が飽和して経済性が低下する。したがって、含有させる場合、Al含有量は1.00%以下とする。

[0040] Sn : 0~1.00%

Snは、腐食環境において耐食性を向上させる元素である。そのため、含有させることが好ましい。Sn含有量が0.01%未満ではこれらの効果が十分ではない。そのため、Snを含有させる場合、Sn含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Sn含有量は0.03%以上とすることがより好ましく、0.05%以上とすることがさらに好ましい。

一方、Sn含有量が1.00%を超えると粒界強度が低下し、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性が低下する。したがって、含有させる場合、Sn含有量は1.00%以下とする。

[0041] W : 0 ~ 1.00%

Wは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の鋼部材の強度を安定して確保するために有効な元素である。そのため、含有させてもよい。また、Wは、腐食環境において耐食性を向上させる元素である。上記の効果を得る場合、W含有量を0.01%以上とすることが好ましい。W含有量は0.05%以上とすることがより好ましく、0.10%以上とすることがさらに好ましい。

一方、W含有量が1.00%を超えると、上記の効果が飽和して経済性が低下する。したがって、含有させる場合、W含有量は1.00%以下とする。

[0042] Sb : 0 ~ 1.00%

Sbは、腐食環境において耐食性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Sb含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Sb含有量が1.00%を超えると粒界強度が低下し、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性が低下する。したがって、含有させる場合、Sb含有量は1.00%以下とする。

[0043] Zr : 0 ~ 1.00%

Zrは、腐食環境において耐食性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Zr含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Zr含有量が1.00%を超えると粒界強度が低下し、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性が低下する。したがって、含有させる場合、Zr含有量は1.00%以下とする。

[0044] Se : 0 ~ 1.00%

Seは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよ

い。上記の効果を得る場合、S e含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、S e含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、S e含有量は1.00%以下とする。

[0045] B i : 0 ~ 1.00%

B iは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、B i含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、B i含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、B i含有量は1.00%以下とする。

[0046] A s : 0 ~ 1.00%

A sは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、A s含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、A s含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、A s含有量は1.00%以下とする。

[0047] T a : 0 ~ 1.00%

T aは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、T a含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、T a含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、T a含有量は1.00%以下とする。

[0048] R e : 0 ~ 1.00%

R eは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよ

い。上記の効果を得る場合、Re含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Re含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、Re含有量は1.00%以下とする。

[0049] Os : 0~1.00%

Osは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Os含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Os含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、Os含有量は1.00%以下とする。

[0050] Ir : 0~1.00%

Irは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Ir含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Ir含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、Ir含有量は1.00%以下とする。

[0051] Tc : 0~1.00%

Tcは、耐水素脆性を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Tc含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Tc含有量が1.00%を超えるとその効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、Tc含有量は1.00%以下とする。

[0052] Co : 0~1.00%

Coは腐食環境において耐食性を向上させる元素である。そのため、含有

させてもよい。上記の効果を得る場合、C_o含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、C_o含有量が1.00%を超えると、上記の効果は飽和して経済性が低下する。したがって、含有させる場合、C_o含有量は1.00%以下とする。

[0053] REM : 0 ~ 0.30%

REMは、Caと同様に鋼中の介在物を微細化し、焼入れ後の鋼部材の耐水素脆性を向上させる効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、REM含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.02%以上とすることがより好ましい。

一方、REM含有量が0.30%を超えると、その効果は飽和する上、コストが増加する。したがって、含有させる場合、REM含有量は0.30%以下とする。REM含有量は0.20%以下とすることが好ましい。

[0054] ここで、REMは、Sc、Y及びLa、Ce、Nd等のランタノイドの合計17元素を指し、REMの含有量はこれらの元素の合計含有量を意味する。REMは、例えばFe-Si-REM合金を使用して溶鋼に添加され、この合金には、例えば、Sc、Y、La、Ce、Pr、Ndが含まれる。

[0055] 本実施形態の鋼部材の化学組成において、上述してきた元素以外、すなわち残部はFeおよび不純物である。

ここで「不純物」とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本実施形態に係る鋼部材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。工業的に製造する方法とは、高炉製鋼法や電炉製鋼法であり、いずれの方法で製造された際に混入する水準（不純物レベル）も含む。

[0056] 鋼部材の化学組成は、以下の方法で求めることができる。

鋼部材の1/4深さ位置（厚さ方向に表面から厚さの1/8~3/8の範囲であれば許容される）から、ICP-AESなどの一般的な方法で元素分析を行うことによって得られる。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、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

ここで、1/4深さ位置の基準となる表面は、鋼部材の表面であるが、表面に被覆を有する場合（鋼部材が鋼基材と鋼基材の表面に形成された被覆を有する場合）、表面は被覆を除いた鋼基材の表面である。そのため、鋼部材が鋼基材と鋼基材の表面に形成された被覆を有する場合、鋼部材の化学組成は、鋼基材の化学組成を指す。これは、金属組織を規定する1/4深さ位置についても同様である。

[0057] 本実施形態に係る鋼部材は、後述する特定の回転角を有する結晶粒界を得るため各元素の含有量が上記の範囲を満足した上で、質量%での、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]としたとき、 $[Ni] / [Cu] < 0.50$ を満足することが好ましい。

$[Ni] / [Cu]$ は0.30以下とすることがより好ましく、0.20以下とすることがさらに好ましく、0.15以下とすることが一層好ましい。

一方、Cuによる熱間脆性割れを抑制する観点では、 $[Ni] / [Cu]$ は0.01以上であることが好ましく、0.03以上であることがより好ましく、0.05以上であることがさらに好ましい。

[0058] 本実施形態に係る鋼部材は、質量%での、Nb含有量を[Nb]、Ti含有量を[Ti]、N含有量を[N]としたとき、以下のように、Nb含有量に応じて、Ti含有量とN含有量とが所定の関係を満足することが好ましい。

[Nb] = 0.01以上0.03未満において、

$[Ti] = 3 \times [N] + 0.010 \sim 3 \times [N] + 0.020$ ($3 \times [N] + 0.010 \leq [Ti] \leq 3 \times [N] + 0.020$ 、を意味する。)

[Nb] = 0.03以上0.05未満において、

$[Ti] = 5 \times [N] + 0.010 \sim 5 \times [N] + 0.020$ ($5 \times [N] + 0.010 \leq [Ti] \leq 5 \times [N] + 0.020$ 、を意味する。)

[Nb] = 0.05 ~ 0.10 において、

[Ti] = 7 × [N] + 0.010 ~ 7 × [N] + 0.020 (7 × [N] + 0.010 ≤ [Ti] ≤ 7 × [N] + 0.020、を意味する。)

上記の関係を満足することで、鋼部材に含まれる Nb、Ti が過不足なく微細に析出し、フリー Nb、フリー Ti が減少する。炭窒化物が微細化することで、連続鋳造工程における曲げ矯正割れを抑制することができる。また、微細に析出した炭窒化物は、細粒化効果により後述する熱間圧延工程における Cu 脆化割れを抑制する。また、フリー Nb、フリー Ti が減少することで、後述する特定の回転角を有する結晶粒界が形成されやすくなる。

[0059] (A2) 鋼部材の金属組織

本実施形態に係る鋼部材の 1/4 深さ位置の金属組織は、マルテンサイトを体積分率で 90% 以上含む組織である。上記の化学組成を有し、マルテンサイトの体積分率が 90% 以上であれば、1.5 GPa 超の引張強さを得ることができる。好ましくは、体積分率で 95% 以上がマルテンサイトである。より好ましくは 97% 以上である。マルテンサイトの体積分率が 100% でもよい。マルテンサイトの体積分率が小さいと、1.5 GPa 超の引張強さを得ることが難しくなる。

[0060] 鋼部材の 1/4 深さ位置の金属組織は、マルテンサイト以外の残部として、残留オーステナイト、ベイナイト、フェライト、および/またはパーライトを含有してもよい。

マルテンサイトには、フレッシュマルテンサイトだけでなく焼戻しマルテンサイトや自動焼戻しマルテンサイトも含む。自動焼戻しマルテンサイトとは、焼戻しのための熱処理を行うことなく、焼入れ時の冷却中に生成した焼戻しマルテンサイトのことであり、マルテンサイト変態に伴う自己発熱によって、発生したマルテンサイトがその場で焼き戻されて生成するものである。

[0061] 鋼部材の金属組織における組織分率は、以下の方法で測定することができる。

マルテンサイト（焼戻しマルテンサイト、自動焼戻しマルテンサイトを含む）の面積分率は、透過型電子顕微鏡（TEM）及びTEMに付属する電子線回折装置によって測定する。

具体的には、圧延方向と直交する方向の断面の、鋼部材の幅方向端部から鋼部材の幅の1/4の位置（1/4幅の位置）、かつ鋼部材の1/4深さ位置を含む測定試料を切り出し、TEM観察用の薄膜試料とする。この薄膜試料の、1/4幅の位置かつ1/4深さ位置を含む400 μm^2 以上の範囲をTEM観察する。

薄膜試料の電子線の回折パターンにより、体心立方格子であるマルテンサイトやベイナイトと、面心立方格子の残留オーステナイトとを区別する。そして、マルテンサイトおよびベイナイト中の鉄炭化物（ Fe_3C ）を回折パターンにより見出し、その析出形態を観察することで、マルテンサイトとベイナイトの組織分率をそれぞれ測定する。具体的には、析出形態が3方向析出ならマルテンサイト（焼戻しマルテンサイト）と判断し、1方向の限定析出ならベイナイトと判断する。鉄炭化物の析出が見られない場合もマルテンサイト（フレッシュマルテンサイト）と判断する。

TEMによって測定されるマルテンサイトとベイナイトの組織分率は面積分率（面積%）として測定されるが、本実施形態に係る鋼部材は、金属組織が等方性を有するので、面積分率の値をそのまま体積分率に置き換えることができる。マルテンサイトとベイナイトとの判別のため炭化物を観察するが、本実施形態では、炭化物は組織の体積分率に含めない。

残部組織としてフェライトまたはパーライトが存在している場合は、光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡で容易に確認できる。具体的には、圧延方向と直交する方向の断面の、鋼部材の1/4幅の位置、かつ鋼部材の1/4深さ位置を含む測定試料を切り出し、観察用の試料とする。切り出した試料を機械研磨し、続いて鏡面仕上げする。次いで、試料にナイトール腐食液によりエッチングを行ってフェライト及びパーライトを現出させ、走査型電子顕微鏡を用いて、面積で40000 μm^2 以上の範囲について観察することで、

フェライトまたはパーライトの存在を確認する。フェライトとセメンタイトとが交互に層状に並んだ組織をパーライトとし、セメンタイトが粒状に析出するベイナイトと判別する。

[0062] 本実施形態に係る鋼部材は、1/4深さ位置の金属組織において、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° との比である $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ が1.10以上である。 $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ は、好ましくは1.20以上であり、より好ましくは1.30以上である。 $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ の上限は限定されないが、3.00を超えることはほとんどないので、上限は3.00としてもよい。

マルテンサイトを主体とする金属組織において、体心構造を持つ結晶粒の粒界は、主に、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界、回転角が $57 \sim 63^\circ$ となる粒界、回転角が $64 \sim 72^\circ$ となる粒界の1種または2種以上からなる。

このうち、水素脆化割れの破壊挙動である水素を媒介とした延性破壊挙動に対し、延性亀裂の発生・進展抑制を考慮したときに最も効果的であるのが、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界であり、一方、最も効果的でないのが、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界である。

そのため、本実施形態に係る鋼部材では、1/4深さ位置の金属組織において、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° を、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° に対して、長くすることで、耐水素脆性を向上させる。

$L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ が1.10未満では、耐水素脆性の向上効果が十分ではない。

$\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $57 \sim 63^\circ$ となる粒界や回転角が $64 \sim 72^\circ$ となる粒界は、亀裂進展抵抗は高いものの、水素が溜まりやすく亀裂発生しやすいので、耐水素脆性の向上にほとんど寄与しない。そ

のため、本実施形態ではその長さを限定しない。

[0063] $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $A \sim B^\circ$ となる粒界とは、粒界を挟んで隣り合う結晶粒が、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として $A \sim B^\circ$ 回転させたときに、重なり合う関係にある粒界を意味する。

[0064] 鋼部材の $1/4$ 深さ位置の金属組織（内部組織）における体心構造を持つ結晶粒の $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° との比である $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ は、以下の方法で測定することができる。

鋼部材の端部から 50 mm 以上離れた位置から、表面に垂直な断面（板厚断面）が観察できるようにサンプルを切り出す。サンプルは、測定装置にもよるが、圧延方向に 10 mm 程度観察できる長さとする。切り出したサンプルについて、鋼部材の表面から厚さ方向に厚さの $1/4$ の位置（ $1/4$ 深さ位置）を中心に、 $0.1\ \mu\text{m}$ の測定間隔で $50\ \mu\text{m} \times 50\ \mu\text{m}$ の測定領域をEBSD解析して結晶方位情報を得る。ここでEBSD解析は、例えば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DVC5型検出器）と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。上記と同等以上の性能を有する走査型電子顕微鏡およびEBSD検出器を用いても良いが、JEOL製およびTSL製が望ましい。

次に、得られた結晶方位情報に対して、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° との割合を算出し、体心構造を持つ結晶粒の $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° との比である $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ を得る。

上記の結晶粒界の長さは、例えば、EBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis（登録商標）」に搭載された「Invers

e Pole Figure Map」および「Axis Angle」機能を用いれば、簡便に算出することが可能である。これらの機能では、体心構造を持つ結晶粒の粒界について、任意の方向を回転軸として、特定の回転角を指定することにより、当該粒界の合計の長さを算出することができる。測定領域に含まれる全ての結晶粒について上記解析を実施し、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、前述の2種類の粒界の長さを算出すればよい。測定は5視野行い、各視野の $L49-56^\circ / L4-12^\circ$ の平均値を、本実施形態における $L49-56^\circ / L4-12^\circ$ とする。前述以外の粒界として、回転角が $57 \sim 63^\circ$ や回転角が $64 \sim 72^\circ$ の粒界の長さも算出することが可能である。

[0065] また本実施形態に係る鋼部材では、 $1/4$ 深さ位置での金属組織にNbTi(C, N) (NbとTiの炭窒化物)が含まれ、NbTi(C, N)のサイズが $20 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。

微細な炭窒化物が含まれることで、連続鋳造工程における曲げ矯正割れが抑制される。また、微細に析出した炭窒化物は、細粒化効果により後述する熱間圧延工程におけるCu脆化割れを抑制する。また、微細に析出した炭窒化物は耐水素脆性を向上させる。

NbTi(C, N)のサイズは、 $10 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましく、 $8 \mu\text{m}$ 以下であることがより好ましい。

[0066] NbTi(C, N)は、以下の方法で測定することができる。

NbTi(C, N)のサイズは、走査型電子顕微鏡で測定する。具体的には、鋼部材の圧延方向と直交する方向の断面の、幅方向端部から幅の $1/4$ の位置($1/4$ 幅位置)、かつ鋼部材の $1/4$ 深さ位置を含む測定試料を切り出し、観察用の試料とする。切り出した試料を機械研磨し、続いて鏡面仕上げする。次いで、走査型電子顕微鏡を用いて、反射電子像にてコントラストが明るく映るNbTi(C, N)を観察する。NbTi(C, N)のサイズは最大フェレ径により測定する。 10 視野測定し、各視野における最大のフェレ径を有するNbTi(C, N)のフェレ径の平均値を、NbTi(C

, N) のサイズとする。

[0067] (A3) 鋼部材の表面

本実施形態に係る鋼部材は表面の一部または全部に被覆を備えていても良い。

被覆は Fe-AI 系合金を主体とした被覆であっても良いし、Fe-Zn 系合金を主体とした被覆であっても良い。被覆は皮膜、合金化めっき層、金属間化合物層ともいう。

Fe-AI 系合金を主体とした被覆とは、Fe と AI とを合計で 70 質量%以上含む被覆であり、Fe-Zn 系合金を主体とした被覆とは、Fe と Zn とを合計で 70 質量%以上含む被覆である。Fe-AI 系合金を主体とした被覆は、Fe、AI の他に、更に Si、Mg、Ca、Sr、Ni、Cu、Mo、Mn、Cr、C、Nb、Ti、B、V、Sn、W、Sb、Zn、Co、In、Bi、Zr、Se、As、REM を含有し、残部が不純物であってもよい。Fe-Zn 系合金を主体とした被覆は、Fe、Zn の他に、更に Si、Mg、Ca、Sr、Ni、Cu、Mo、Mn、Cr、C、Nb、Ti、B、V、Sn、W、Sb、Al、Co、In、Bi、Zr、Se、As、REM を含有し、残部が不純物であってもよい。

被覆を有することで、耐食性を有するため自動車使用における耐水素脆性が向上するという効果が得られる。

被覆の厚みは、10~100 μm であることが好ましい。

[0068] 鋼部材の表面に被覆が形成されている場合、上述した 1/4 深さの基準となる表面は、被覆を除く表面である。

[0069] 被覆の厚みは、断面の走査型電子顕微鏡観察によって求めることができる。

具体的には、鋼部材の長手方向の 1/2 部（長手方向端部から長手方向に長手の 1/2 の位置）かつ幅 1/4 部（幅方向端部から幅方向に幅の 1/4 の位置）から測定試料を切り出し、観察する。顕微鏡による観察範囲は例えば 400 倍の倍率で、面積で 40000 μm² 以上の範囲とする。切り出した

試料を機械研磨し、続いて鏡面仕上げする。次いで、任意の10視野の被覆の厚みを測定し、その平均値を被覆の厚みとする。

BSE像（あるいはCOMPO像）によって観察すると、被覆と、地鉄（鋼基材）とでは、明確なコントラストの差が確認される。そのため、最表面からコントラストの変わる位置までの厚みを測定することで、被覆の厚みを測定することができる。測定は、観察写真内で等間隔に20カ所測定し、測定箇所間の距離は6.5 μm とする。また測定に際しては、上記の要領で5視野観察を行い、その平均値を用いて被覆の厚みとする。

また、被覆の化学組成は、上記と同様の観察範囲に対し、電子プローブマイクロアナライザ（EPMA）を用いて、スポットの元素分析（ビーム直径1 μm 以下）を行うことで被覆に含まれるFe、Al、Znの含有量を求めることができる。任意の10視野の被覆において計10点の分析を行い、その平均値を被覆に含まれるFe、Al、Zn含有量とする。Fe、Al、Zn以外の元素が含まれる場合であっても同様の方法を用いて求める。

[0070] (A4) 鋼部材の形状

本実施形態に係る鋼部材の形状については特に限定されない。すなわち、鋼部材が平板であってもよく、鋼板が所定の形状に成形された成形体であってもよい。熱間成形された鋼部材は、多くの場合は成形体であるが、本実施形態では、成形体である場合、平板である場合をともに含めて「鋼部材」という。また、鋼部材は、箇所によって強度が異なるテーラードプロパティ材であってもよい。この場合、鋼部材の少なくとも一部が引張強さ1.5GPa超であることが好ましい。テーラードプロパティ材は、化学組成や強度、板厚が異なる鋼板を接合したものであっても良く、また鋼板の一部に熱処理を施したものであっても良い。また、鋼部材は、表層の一部に脱炭層や軟質層を備えていても良い。

[0071] (A5) 鋼部材の特性

本実施形態に係る鋼部材は、1/4深さ位置の金属組織が上述のように制御されることで、引張強さが1500MPa（1.5GPa）超の高強度で

、かつ、耐水素脆性に優れ、自動車への適用における水素脆化リスクが低減される。引張強さは、好ましくは1800MPa以上である。

一方、引張強さは、耐水素脆性の点で、3000MPa以下であることが好ましく、2900MPa以下であることがより好ましい。

[0072] 本実施形態において、耐水素脆性は、自動車ボディ部品への適用を想定した水素チャージ遅れ破壊試験や腐食試験によって評価される。例えば鋼部材に水素チャージを施し4点曲げすることで応力を付与したまま室内にて割れるか割れないか観察する、あるいは腐食加速試験機に入れ、一定サイクル以上割れるか割れないかで評価される。

[0073] (B) 鋼板

次に、本実施形態に係る鋼部材の素材となる鋼板（以下本実施形態に係る鋼板という場合がある）について説明する。以下に説明する鋼板に、後述する熱処理を行うことで、鋼部材を得ることができる。

[0074] (B1) 鋼板の化学組成

本実施形態に係る鋼板の化学組成の範囲は、上述した本実施形態に係る鋼部材の化学組成と同一であり、その限定理由も同様である。

鋼板の化学組成は、例えば、鋼板の表面から板厚方向に板厚の1/4の位置（1/4深さ位置）を代表位置として、この位置で、ICPなどの一般的な方法で元素分析を行うことによって得られる。

ここで、1/4深さ位置の基準となる表面は、鋼板の表面であるが、表面に被覆を有する場合（鋼板が母材鋼板と母材鋼板の表面に形成された被覆を有する場合）、表面は被覆を除いた母材鋼板の表面である。これは、金属組織を規定する1/4深さ位置についても同様である。

[0075] (B2) 鋼板の金属組織

本実施形態に係る鋼板は、1/4深さ位置の金属組織において、平均結晶方位差が5°以上の境界で囲まれ、その境界の内部の平均結晶方位差が0.4°以上、3.0°以下である領域（グラニューラーベイナイトとも呼ぶ）の体積分率が85%以下である。

グラニューラーベイナイトは、後述する熱処理において、前述した鋼部材の内部組織を得る素地組織であり、グラニューラーベイナイトの体積分率が、85%超では、前述した鋼部材の $L49-56^\circ / L4-12^\circ$ が1.10未満となる場合がある。グラニューラーベイナイトの体積分率は、好ましくは80%以下であり、より好ましくは10%以下であり、さらに好ましくは5%以下である。グラニューラーベイナイトの体積分率は、2%以上であってもよい。

[0076] また、本実施形態に係る鋼板は、残留オーステナイトの体積分率が5%以下である。残留オーステナイトの体積分率が5%超であると、鋼板の形状が悪くなる場合がある。

残部組織として、フェライトやパーライト、また後述する製造方法の条件内において、ベイナイトやマルテンサイトを含有することもある。上記マルテンサイトには、焼戻しや自動焼戻しマルテンサイトも含む。自動焼戻しマルテンサイトとは、焼戻しのための熱処理を行うことなく、焼入れ時の冷却中に生成した焼戻しマルテンサイトのことであり、マルテンサイト変態に伴う発熱によって、発生したマルテンサイトがその場で焼き戻されて生成するものである。

[0077] 次に、平均結晶方位差が 5° 以上の結晶粒界で囲まれた結晶粒の内部に、平均結晶方位差が 0.4° 以上、 3.0° 以下である結晶粒：グラニューラーベイナイトの体積分率の測定方法について説明する。

鋼板の端部から50mm以上離れた位置から、表面に垂直な断面（板厚断面）が観察できるようにサンプルを切り出す。サンプルは、測定装置にもよるが、圧延方向に10mm程度観察できる大きさとする。切り出したサンプルについて、表面から板厚の $1/4$ の位置を中心に、 $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ の測定領域を、 $0.2\mu\text{m}$ 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DVC5型検出器）とで構成された装置を用いて、200～300点/秒の解析速度で実施す

る。上記と同等以上の性能を有する走査型電子顕微鏡およびEBSD検出器を用いても良いが、JEOL製およびTSL製が望ましい。

[0078] 得られた結晶方位情報から、例えば、EBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis (登録商標)」に搭載された「Grain Average Misorientation」機能を用いれば、グラニューベイナイトの面積分率を、簡便に算出することが可能である。この機能では、体心構造を持つ結晶粒について、隣接する測定点間の方位差を算出した後、結晶粒内の全ての測定点について平均値を求めることが可能である。得られた結晶方位情報に対して、方位差 5° 以上の領域を結晶粒と定義し、「Grain Average Misorientation」機能により、結晶粒内の平均結晶方位差が 0.4° 以上、 3.0° 以下である領域の面積分率を算出することで、グラニューベイナイトの面積分率を得ることができる。測定は5視野行い、各視野のグラニューベイナイトの面積分率の平均値を、本実施形態におけるグラニューベイナイトの面積分率とする。本実施形態に係る鋼板では、面積分率は、体積分率と等しいとして、これを本実施形態におけるグラニューベイナイトの体積分率とする。

[0079] 本実施形態に係る鋼板のその他の各組織の体積分率は、上述した鋼部材と同様の方法で判断できる。

[0080] (B3) 鋼板の表面

本実施形態に係る鋼板は表面の一部に被覆を備えていても良い。被覆はAlを主体とした被覆(Al系被覆)であっても良いし、Znを主体とした被覆(Zn系被覆)であっても良い。被覆は皮膜、めっき層ともいう。Alを主体とした被覆とは、Alを70質量%以上含む被覆であり、Znを主体とした被覆とは、Znを70質量%以上含む被覆である。Alを主体とした被覆は、Alの他、更にSi、Mg、Ca、Sr、Ni、Cu、Mo、Mn、Cr、C、Nb、Ti、B、V、Sn、W、Sb、Zn、Co、In、Bi、Zr、Se、As、REMを含有し、残部が不純物であってもよい。Znを主体とした被覆は、Znの他、更にSi、Mg、Ca、Sr、Ni、Cu

、Mo、Mn、Cr、C、Nb、Ti、B、V、Sn、W、Sb、Al、Co、In、Bi、Zr、Se、As、REMを含有し、残部が不純物であってもよい。

[0081] (B4) 鋼板の形状

本実施形態に係る鋼板の形状については特に限定されない。すなわち、鋼板が平板であってもよく、強度や板厚が異なる鋼板を接合したテーラードプロパティ材であっても良い。

[0082] 次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。

[0083] (C) 鋼板の製造方法

本実施形態に係る鋼部材の素材として好適な本実施形態に係る鋼板の製造方法は限定されないが、例えば以下に示す工程を含む製造方法を用いることにより製造することができる。

(i) 上述の化学組成を有する鋼を溶製し、鑄造してスラブを製造する、スラブ準備工程、

(ii) 得られたスラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とする、熱間圧延工程、

(iii) 熱延鋼板を巻き取る、巻き取り工程、

(iv) 必要に応じて、巻き取り工程後の熱延鋼板に焼鈍を行う、熱延板焼鈍工程、

(v) 必要に応じて、巻き取り工程後または熱延板焼鈍工程後の熱延鋼板にデスケーリングを行い、冷間圧延を行って冷延鋼板とする、冷間圧延工程、

(vi) 必要に応じて、熱延鋼板又は冷延鋼板に対して焼鈍を行って焼鈍鋼板とする、焼鈍工程、

(vii) 必要に応じて、熱延鋼板、冷延鋼板または焼鈍鋼板に被覆を施して被覆鋼板とする、被覆工程。

[0084] 以下、各工程の好ましい条件について説明する。説明しない条件については、公知の条件を適用できる。

[0085] <スラブ準備工程>

スラブ準備工程では、上述の化学組成を有する鋼を溶製し、鑄造することで熱間圧延に供するスラブを製造する。例えば、転炉又は電気炉等を用いて上記化学組成の溶鋼を溶製し、連続鑄造法により製造したスラブを用いることができる。連続鑄造法に代えて、造塊法、薄スラブ鑄造法等を採用してもよい。

連続鑄造を行う場合、平均鑄造速度を0.3～2.0m/min、曲げ矯正温度を500℃以上1000℃以下とすることが好ましい。

平均鑄造速度が2.0m/min超ではスラブの均質性が悪化するので好ましくない。一般に、鑄造速度が遅いと均一に凝固し、合金元素が分散した均質性の良いスラブが得られる。このため、連続鑄造における平均鑄造速度を2.0m/min以下で製造したスラブの均質性は、十分高いものとなる。このような条件で製造されたスラブを用いた鋼板は、後述する熱処理によって鋼部材における粒界長さ比 L_{49-56} / L_{4-12} が大きくなりやすい。このため、耐水素脆性に優れた鋼板を実現することができる。一方、平均鑄造速度が0.3m/minでは生産性が低くなるので、平均鑄造速度は、0.3m/min以上が好ましい。

曲げ矯正温度が500℃未満では、変形能が低下することで曲げ矯正が難しくなるので好ましくない。また、曲げ矯正温度が1000℃超では、温度ばらつきにより形状が悪化するので好ましくない。

平均鑄造速度は、より好ましくは0.6～0.9m/minであり、曲げ矯正温度は、より好ましくは、600～800℃である。

曲げ矯正における割れを抑制するため、上述したように $[Nb] = 0.01$ 以上0.03未満において、 $[Ti] = 3 \times [N] + 0.010 \sim 3 \times [N] + 0.020$ ($3 \times [N] + 0.010 \leq [Ti] \leq 3 \times [N] + 0.020$)、 $[Nb] = 0.03$ 以上0.05未満において、 $[Ti] = 5 \times [N] + 0.010 \sim 5 \times [N] + 0.020$ ($5 \times [N] + 0.010 \leq [Ti] \leq 5 \times [N] + 0.020$)、 $[Nb] = 0.05 \sim 0.10$ において、 $[Ti] = 7 \times [N] + 0.010 \sim 7 \times [N] + 0.020$ ($7 \times$

$[N] + 0.010 \leq [Ti] \leq 7 \times [N] + 0.020$ ）、であることが好ましい。

また、スラブにおいては、続く熱間圧延工程でのCu熱間脆性を抑制する目的では、 $[Ni] / [Cu] \geq 0.5$ とすることが好ましい。一方で、鋼部材において、 $L49-56^\circ / L4-12^\circ$ を高めるためには、 $[Ni] / [Cu] < 0.5$ が好ましい。その場合、Cu熱間脆性は上述したようにNb、Tiの含有量の制御により抑制することができる。

[0086] <熱間圧延工程>

熱間圧延工程においては、スラブを加熱し、粗圧延を行った後に、必要に応じてデスクーリングを行い、最後に仕上げ圧延を行う。熱間圧延工程においては、熱間圧延条件については限定されない。好ましくは仕上げ圧延温度を900℃以上1060℃以下とする。

[0087] <巻き取り工程>

巻き取り工程では、例えば熱間圧延工程後の熱延鋼板を850℃以下の温度域で巻き取る。巻き取り温度が850℃を超えると、変態がほとんど進まない内に巻き取られ、コイル内で変態が進行することで、コイル形状不良となる場合があるので好ましくない。一方で、鋼板においてグラニューベイナイトの体積分率を低減するためには、450℃以上で巻き取ることが好ましく、550℃以上で巻き取ることがより好ましい。

[0088] <熱延板焼鈍工程>

熱延鋼板の焼鈍工程では、必要に応じて、例えば窒素が80体積%以上の雰囲気や大気雰囲気で450～950℃で5時間以上の焼鈍を施してもよい。熱延板焼鈍によれば、熱延鋼板を軟質化し、次工程である冷間圧延工程における荷重を低減できるので好ましい。

[0089] <冷間圧延工程>

冷間圧延工程では熱延板焼鈍工程後の熱延鋼板（熱延板焼鈍工程を行わない場合には巻き取り工程後の熱延鋼板）にデスクーリングを行い、冷間圧延を行って冷延鋼板とする。デスクーリング及び冷間圧延は必ずしも行う必要

がないが、冷間圧延を行う場合、良好な平坦性を確保する観点からは、冷間圧延における累積圧下率は30%以上とすることが好ましい。一方、圧延荷重が過大となることを避けるため、冷間圧延における累積圧下率は80%以下とすることが好ましい。

デスケーリングの方法は、特に限定されないが、酸洗とすることが好ましい。また、酸洗を行う場合、塩酸酸洗または硫酸酸洗にて鉄スケールのみ除去することが好ましい。

[0090] <焼鈍工程>

被覆前に焼鈍を行う場合、熱延鋼板または冷延鋼板に対し、700~950℃の温度域で焼鈍を施し、焼鈍鋼板とする。焼鈍工程によれば、冷延鋼板を軟質化でき、次工程であるめっき工程において通板が容易となるので好ましい。

[0091] <被覆工程>

表面に被覆を形成する場合には、被覆工程では、鋼板（巻取り工程後の熱延鋼板、熱延板焼鈍工程後の熱延鋼板、冷間圧延工程後の冷延鋼板または焼鈍工程後の焼鈍鋼板）の表面に被覆を形成し、被覆鋼板とする。被覆の方法については、特に限定するものではなく、溶融めっき法をはじめとして電気めっき法、真空蒸着法、クラッド法、溶射法等が可能である。工業的に最も普及しているのは溶融めっき法である。

被覆については、Alを含むAl系被覆やZnを含むZn系被覆等が挙げられる。

[0092] Al系被覆を溶融めっきで形成する場合、めっき浴にはAlの他に不純物としてFeが混入している場合が多い。また、Al含有量を70質量%以上含有する限り、さらに上述した元素以外にめっき浴にSi、Mg、Ca、Sr、Ni、Cu、Mo、Mn、Cr、C、Nb、Ti、B、V、Sn、W、Sb、Zn、Co、In、Bi、Zr、Se、As、ミッシュメタルを含有させてもよい。

溶融めっきを行う場合、焼鈍工程後の焼鈍鋼板を、室温まで冷却した後に

再度昇温しめっきを行ってもよく、焼鈍後にめっき浴温近傍の650~750℃に冷却し、一旦室温まで冷却することなく溶融めっきを行ってもよい。

[0093] 被覆の前処理や後処理については特に限定するものではなく、プレコートや溶剤塗布、合金化処理、調質圧延等が可能である。合金化処理として、例えば450~800℃で焼鈍することが可能である。また後処理として調質圧延は形状調整等に有用で、例えば0.1~0.5%の圧下が可能である。

[0094] (D) 鋼部材の製造方法

本実施形態に係る鋼部材の製造方法は限定されないが、前述した鋼板に対し、例えば以下に示す工程を含む製造方法を用いることにより製造することができる。

[0095] <熱処理工程>

熱処理工程では、所定の化学組成を有する本実施形態に係る鋼板に熱処理を行って鋼部材とする。熱処理は、例えば後述の方法で得られた鋼板を、1.0~1000℃/秒の平均昇温速度で、Ac3点~(Ac3点+300)℃まで加熱し、Ms点以下まで上部臨界冷却速度以上の平均冷却速度で冷却する条件で行う。

昇温速度が1.0℃/秒未満であると熱処理の生産性が低下するので好ましくない。一方、昇温速度が1000℃/秒超であると混粒組織となり限界水素量が低下するので好ましくない。

また、熱処理温度がAc3点(℃)未満であると、冷却後にフェライトが残存し、強度が不足するので好ましくない。一方、熱処理温度がAc3点+300℃超であると、組織が粗粒化し限界水素量が低下するので好ましくない。

上部臨界冷却速度とは、組織にフェライトやパーライトを析出させず、オーステナイトを過冷してマルテンサイトを生成させる最小の冷却速度のことであり、上部臨界冷却速度未満で冷却するとフェライトやパーライトが生成し、強度が不足する。

加熱時には、加熱温度の±10℃以内の範囲で、1~300秒の保持を行

ってもよい。

また、M_s点以下の温度まで冷却した後に、鋼部材の強度を調整するために100～600℃程度の温度範囲での焼戻し処理を行ってもよい。

[0096] A_c3点、M_s点および上部臨界冷却速度は、次の方法にて測定する。

本実施形態に係る鋼板から、幅30mm、長さ200mmの短冊状試験片を切り出し、この試験片を窒素雰囲気中で1000℃まで10℃/秒の昇温速度で加熱し、その温度に5分間保持したのち、種々の冷却速度で室温まで冷却する。冷却速度の設定は、1℃/秒から100℃/秒まで、10℃/秒の間隔で設定する（ただし1℃/秒の次は10℃/秒とする）。そのときの加熱、冷却中の試験片の熱膨張変化を測定することにより、A_c3点およびM_s点を測定する。

また、上記の冷却速度で冷却したそれぞれの試験片のうち、フェライト相の析出が起きなかった最小の冷却速度を、上部臨界冷却速度とする。また上部臨界冷却速度以上で冷却した場合の熱膨張変化から得られたM_s点を、鋼板のM_s点とする。

A_c3点およびM_s点は、上記の要領で5回測定し、その平均をとる。

[0097] ここで、上記一連の熱処理に際して、A_c3点～(A_c3点+300)℃の温度域に加熱後、M_s点まで冷却する間に、つまり上部臨界冷却速度以上で冷却する工程を施すと同時に、ホットスタンプのような熱間成形を施してもよい。熱間成形としては、曲げ加工、絞り成形、張出し成形、穴広げ成形、およびフランジ成形等が挙げられる。また、成形と同時またはその直後に鋼板を冷却する手段を備えていれば、プレス成形以外の成形法、例えばロール成形に本発明を適用してもよい。上述の熱履歴に従うなら、繰返し熱間成形を施してもよい。また、上記一連の熱処理を複数回繰り返しても良い。

[0098] 前述のとおり、本実施形態に係る鋼部材は、鋼板が熱間成形されて成形体となったもの、熱処理のみが施されて平板であるものをも含む。

[0099] また、本実施形態に係る鋼部材として、熱間成形または熱処理を素材となる鋼板の一部に対して行い、強度の異なる領域を持つ鋼部材を得てもよい。

[0100] 上記の一連の熱処理は任意の方法によって実施することができ、例えば、加熱を、高周波加熱や通電加熱、赤外線加熱、炉加熱によって実施してもよい。また、冷却も、水冷、金型冷却などによって実施してもよい。また、加熱炉内の雰囲気は大気その他、都市ガスや窒素ガスを用いても良い。また熱処理における水素発生を抑制するため、加熱炉内の露点を制御しても良い。

実施例

[0101] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

[0102] <実施例 1 >

表 1-1、表 1-2 (表 1-1 の続き) に示す化学組成を有する鋼を溶製し、表 2-1 に示す条件で連続鋳造を施して熱間圧延用スラブを得た。得られたスラブに熱間圧延を施し、850℃以下の温度で巻き取り、厚さ 3.2 mm の熱延鋼板とした。熱延鋼板に対し、酸洗後、冷間圧延を施し、厚さ 1.6 mm の冷延鋼板とした。一部の鋼板については、冷間圧延後、鋼板を 760℃に加熱して 10 秒間保持して焼鈍し、さらに、680℃の、Si を 10%、Fe を 2% 含み、残部が不純物である Al めっき浴に浸漬して Al めっき鋼板とした (表 2-2 中の被覆: Al)。また、一部の鋼板については、Zn 及び不純物からなる Zn めっき浴に浸漬し Zn めっき鋼板とした (表 2-2 中の被覆: Zn)。被覆の厚みは、いずれも 25 μm に調整した。

これらの鋼板の板厚方向に表面から板厚の 1/4 の位置の化学組成を測定した結果、スラブの化学組成と同様であった。また、[Ni] / [Cu] は表 2-1 の通りであった。

[0103]

[表1-1]

鋼No.	化学組成 (mass%) 殘部Fe及不純物																	
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	B	Mo	V	Ca	Mg	Al
A1	0.27	1.28	2.18	0.016	0.0032	0.005	0.006	0.06	0.047	0.20								
A2	0.57	0.30	0.30	0.002	0.0002	0.002	0.002	0.03	0.025	0.33			0.0023					0.05
A3	0.36	0.18	0.70	0.007	0.0010	0.004	0.003	0.07	0.040	0.28		0.28				0.002		
A4	0.33	1.68	0.76	0.011	0.0013	0.003	0.005	0.05	0.034	0.35	0.10							
A5	0.42	0.51	0.14	0.014	0.0017	0.004	0.003	0.04	0.033	0.26			0.0021	0.18				
A6	0.28	0.28	2.52	0.004	0.0003	0.003	0.003	0.06	0.034	0.38			0.0018				0.001	0.03
A7	0.29	0.28	0.56	0.039	0.0004	0.002	0.004	0.05	0.025	0.48	0.04		0.0023	0.22				0.02
A8	0.30	0.30	0.58	0.006	0.0083	0.003	0.004	0.05	0.035	0.34			0.0018					0.03
A9	0.29	0.45	0.82	0.007	0.0010	0.008	0.003	0.03	0.053	0.40								
A10	0.31	0.29	0.48	0.011	0.0013	0.003	0.008	0.05	0.037	0.28	0.06				0.16			
A11	0.35	0.41	0.80	0.009	0.0012	0.004	0.004	0.02	0.026	0.36		0.25						
A12	0.30	0.38	0.66	0.008	0.0010	0.004	0.005	0.08	0.044	0.35	0.03		0.0008					0.01
A13	0.32	0.38	0.58	0.009	0.0009	0.001	0.003	0.02	0.013	0.32		0.22						
A14	0.36	0.40	0.63	0.007	0.0010	0.006	0.003	0.06	0.062	0.42			0.0023					
A15	0.35	0.30	0.52	0.009	0.0017	0.005	0.006	0.04	0.037	0.12	0.01		0.0015					
A16	0.39	0.42	0.90	0.009	0.0004	0.004	0.003	0.03	0.036	2.13	0.28							
A17	0.30	0.21	1.22	0.005	0.0005	0.003	0.004	0.05	0.037	0.33	0.01	0.42	0.0020					0.03
A18	0.34	0.39	0.66	0.008	0.0004	0.004	0.003	0.04	0.035	0.28	0.08	0.09	0.0026	0.18				0.04
A19	0.43	0.22	1.20	0.005	0.0010	0.003	0.003	0.05	0.032	0.40		0.22	0.0022	0.02				0.03
A20	0.49	0.40	0.28	0.008	0.0004	0.003	0.003	0.03	0.030	0.35	0.07	0.11	0.0024	0.19				0.03
A21	0.48	0.43	0.41	0.006	0.0006	0.003	0.004	0.02	0.028	0.44	0.06	0.32	0.0022	0.21		0.005		
A22	0.34	0.39	0.66	0.008	0.0004	0.004	0.003	0.04	0.035	0.28	0.19	0.09	0.0026	0.18				0.04
A23	0.49	0.40	0.28	0.008	0.0004	0.003	0.003	0.03	0.030	0.35	0.20	0.11	0.0024	0.19				0.03
a1	0.21	0.20	0.26	0.028	0.0044	0.006	0.006	0.07	0.060	0.42								
a2	0.81	0.40	1.40	0.011	0.0012	0.005	0.004	0.05	0.048	0.08	0.01	0.28						
a3	0.35	0.15	0.01	0.015	0.0019	0.004	0.005	0.03	0.033	0.26					0.006			
a4	0.41	0.65	3.44	0.016	0.0019	0.005	0.005	0.05	0.046	0.07				0.33				0.52
a5	0.38	0.25	0.94	0.108	0.0014	0.003	0.004	0.03	0.026	0.06	0.28							
a6	0.38	0.72	1.12	0.017	0.0167	0.005	0.004	0.03	0.036	0.02							0.006	
a7	0.41	0.55	1.24	0.014	0.0018	0.018	0.004	0.02	0.070	0.03	0.23	0.44						
a8	0.43	0.57	1.08	0.015	0.0014	0.005	0.020	0.07	0.047	0.02			0.0075					
a9	0.40	0.66	1.55	0.015	0.0022	0.005	0.006	0.00	0.028	0.02	0.25			0.18				
a10	0.42	0.51	1.96	0.017	0.0016	0.005	0.005	0.18	0.051	0.03								
a11	0.39	0.48	1.44	0.018	0.0012	0.005	0.004	0.06	0.001	0.33								0.27
a12	0.40	0.46	0.88	0.039	0.0067	0.007	0.006	0.08	0.264	0.43		0.39						
a13	0.43	0.34	1.78	0.015	0.0020	0.005	0.006	0.03	0.043	0.03	0.13							
a14	0.36	0.51	0.68	0.012	0.0022	0.005	0.004	0.04	0.039	0.01	0.42	0.38			0.002			
a15	0.28	0.20	1.10	0.015	0.0020	0.005	0.005	0.00	0.001	0.30	0.03	0.34						0.03

[表1-2]

鋼No.	化学組成 (mass%) 残部Fe及び不純物											変態点 (°C)		上部臨界冷却速度 (°C/秒)			
	Sn	W	Sb	Zr	Se	Bi	As	Ta	Re	Os	Ir	Tc	Co		REM	Ac3	Ms
A1															857	357	30
A2															778	318	10
A3															784	386	30
A4				0.27											904	387	20
A5															827	385	30
A6		0.52												0.19	767	347	10
A7							0.41								845	413	30
A8				0.34					0.18						815	413	30
A9					0.25										840	411	30
A10									0.21		0.14				808	417	30
A11	0.17									0.24					805	373	30
A12								0.33				0.08			803	408	30
A13			0.22												799	407	30
A14		0.25					0.11								815	389	30
A15							0.20							0.24	798	401	30
A16												0.01			757	320	10
A17															780	385	20
A18															817	387	20
A19	0.01														793	373	10
A20		0.41													804	348	20
A21														0.02	788	341	20
A22															811	391	20
A23		0.41													812	338	20
a1															866	473	40
a2						0.55									666	171	10
a3															833	424	100
a4				0.42											829	257	10
a5															864	370	30
a6			0.32												823	367	30
a7		0.33													817	336	30
a8									0.22					0.22	824	352	30
a9					0.11										824	335	20
a10			0.35			0.18									779	313	20
a11												0.12			825	345	30
a12							0.22			0.11					914	350	20
a13	0.38							0.17			0.25				789	320	30
a14												0.01			809	374	20
a15	0.12														809	374	30

[0105] 得られた鋼板において、結晶方位差が5°以上の境界で囲まれ、その境界の内部の平均結晶方位差が0.4°以上、3.0°以下である領域（グラニューラーベイナイト）の体積分率、残留オーステナイト体積分率を上述した方法

により評価した。評価結果を表 2 - 2 に示す。

表には示さないが、金属組織の残部は、フェライトおよびパーライトであった。

[0106]

[表2-1]

符号	鋼 No.	[Ni] / [Cu]	Ti=(3, 5, or 7) × N+ 0.010~0.020 ○: 範囲内 ×: 範囲外	連続铸造	連続铸造	連続铸造	熱間圧延	
				平均铸造速度 m/min	曲げ矯正温度 °C	○: 割れなし ×: 割れ	GT (°C)	○: 割れなし ×: 割れ
B1	A1	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B2	A2	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B3	A3	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B4	A4	0.29	○	0.9	720	○	520	○
B5	A5	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B6	A6	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B7	A7	0.08	○	0.9	720	○	520	○
B8	A8	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B9	A9	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B10	A10	0.21	○	0.9	720	○	520	○
B11	A11	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B12	A12	0.09	○	0.9	720	○	520	○
B13	A13	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B14	A14	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B15	A15	0.08	○	0.9	720	○	520	○
B16	A16	0.13	○	0.9	720	○	520	○
B17	A17	0.03	○	0.9	720	○	520	○
B18	A17	0.03	○	0.9	720	○	720	○
B19	A18	0.29	○	0.9	720	○	520	○
B20	A18	0.29	○	0.9	720	○	720	○
B21	A19	0.00	○	0.9	720	○	520	○
B22	A19	0.00	○	0.9	720	○	720	○
B23	A20	0.20	○	0.9	720	○	520	○
B24	A20	0.20	○	0.9	720	○	720	○
B25	A21	0.14	○	0.9	720	○	520	○
B26	A21	0.14	○	0.9	720	○	720	○
B27	A22	0.68	○	0.9	720	○	520	○
B28	A22	0.68	○	0.9	720	○	720	○
B29	A23	0.57	○	0.9	720	○	520	○
B30	A23	0.57	○	0.9	720	○	720	○
B31	A18	0.29	○	0.6	640	○	720	○
B32	A18	0.29	○	1.2	860	○	720	○
B33	A19	0.00	○	0.6	640	○	720	○
B34	A19	0.00	○	1.2	860	○	720	○
B35	A20	0.20	○	0.6	640	○	720	○
B36	A20	0.20	○	1.2	860	○	720	○
B37	A21	0.14	○	0.6	640	○	720	○
B38	A21	0.14	○	1.2	860	○	720	○
b1	a1	0.00	○	0.9	720	○	520	○
b2	a2	0.13	○	0.9	720	○	520	○
b3	a3	0.00	○	0.9	720	○	520	○
b4	a4	0.00	○	0.9	720	○	520	○
b5	a5	4.67	○	0.9	720	○	520	○
b6	a6	0.00	○	0.9	720	○	520	○
b7	a7	7.67	○	0.9	720	○	520	○
b8	a8	0.00	○	0.9	720	○	520	○
b9	a9	12.50	-	0.9	720	○	520	○
b10	a10	0.00	○	0.9	720	○	520	○
b11	a11	0.00	×	0.9	720	×	-	-
b12	a12	0.00	×	0.9	720	×	-	-
b13	a13	4.33	○	0.9	720	○	520	○
b14	a14	42.00	○	0.9	720	○	520	○
b15	a15	0.10	-	0.9	720	○	520	×

発
明
例比
較
例

[表2-2]

	符号	鋼板		
		組織分率		
		方位差5°以上の境界で囲まれ、内部結晶方位差0.4-3.0°の領域 (体積%)	残留γ (体積%)	被覆
発明例	B1	83	0	-
	B2	76	3	-
	B3	82	0	-
	B4	77	2	Al
	B5	82	2	Al
	B6	76	3	Al
	B7	74	0	Zn
	B8	77	0	Zn
	B9	75	0	Zn
	B10	77	1	-
	B11	76	2	-
	B12	77	2	-
	B13	77	0	Al
	B14	75	0	Zn
	B15	84	2	Al
	B16	71	2	Zn
	B17	76	1	Al
	B18	3	0	Al
	B19	79	0	Al
	B20	3	0	Al
	B21	75	2	Al
	B22	2	0	Al
	B23	77	3	Al
	B24	3	2	Al
	B25	76	3	Al
	B26	2	2	Al
	B27	81	0	Al
	B28	5	0	Al
	B29	80	3	Al
	B30	4	2	Al
	B31	79	0	Al
	B32	79	0	Al
	B33	2	0	Al
	B34	2	0	Al
	B35	3	2	Al
	B36	3	2	Al
	B37	2	2	Al
	B38	2	2	Al
比較例	b1	75	1	-
	b2	<u>86</u>	<u>7</u>	-
	b3	81	0	-
	b4	<u>86</u>	<u>7</u>	-
	b5	<u>87</u>	0	Zn
	b6	<u>89</u>	0	Zn
	b7	88	2	Zn
	b8	<u>89</u>	1	Al
	b9	<u>89</u>	0	Al
	b10	<u>88</u>	2	Al
	b11	-	-	-
	b12	-	-	-
	b13	<u>88</u>	1	-
	b14	<u>90</u>	0	Al
	b15	-	-	-

[0108] 表2-1、表2-2に示すとおり、本発明範囲を満足する発明例B1～B38は、所定の化学組成、金属組織を有する鋼板が得られた。一方、本発明

範囲を満足していない比較例 b 1 ~ b 1 5 は、化学組成、金属組織を満足しなかった。比較例 b 1 1、1 2 は連続鋳造において割れが発生し、また b 1 5 は熱間圧延において割れが発生したので、次工程へ進めることができなかった。

[0109] <実施例 2 >

実施例 1 で製造した鋼板を、表 3 - 1 に示す昇温速度で、表 3 - 1 に示す加熱温度まで加熱し、この加熱温度の $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 以内の範囲に 60 秒間保持し、表 3 - 1 に示す平均冷却速度で Ms 点以下の温度まで冷却する熱処理を施し、C 1 ~ C 3 8、c 1 ~ c 1 2 の鋼部材を得た。

これらの鋼部材の板厚方向に表面から板厚の $1/4$ の位置の化学組成は、スラブの化学組成と同様であった。

[0110] 得られた鋼部材において、上述した方法で、マルテンサイトの体積分率、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^{\circ}$ となる粒界の長さ $L_{49-56^{\circ}}$ と、回転角が $4 \sim 12^{\circ}$ となる粒界の長さ $L_{4-12^{\circ}}$ との比である $L_{49-56^{\circ}} / L_{4-12^{\circ}}$ 、金属組織における NbTi (C, N) のサイズを測定した。

また、以下の要領で、引張強さ、及び耐水素脆性の指標である限界水素量 H_c を評価した。評価結果を表 3 - 2 に示す。

[0111] <引張強さ >

引張試験は ASTM 規格 E 8 の規定に準拠して実施した。鋼部材の端部を避けた部位を 1.2 mm 厚まで研削した後、試験方向が圧延方向に平行になるように、ASTM 規格 E 8 のハーフサイズ板状試験片（平行部長さ：32 mm、平行部板幅：6.25 mm）を採取した。そして、試験片平行部の幅および長さ方向中心にひずみゲージ（ゲージ長：5 mm）を貼付け、3 mm/min のひずみ速度で室温引張試験を行い、引張強さ（最大強度）を測定した。本実施例においては、1500 MPa 超の引張強さを有する場合を、高い強度を有すると評価した。

[0112] <限界水素量 H_c >

耐水素脆性は、水素を吸蔵した試験片に4点曲げを行い、割れない限界の水素量 H_c により評価した。具体的には、鋼部材の端部を避けて、幅8mm、長さ68mmの短冊状試験片を切り出した。そして、試験片表面の幅および長さ方向中心に引張試験と同様のひずみゲージ（ゲージ長：5mm）を貼付け、引張強さの1/2相当のひずみまで4点支持の治具で曲げた。種々の水素量を吸蔵させた4点曲げ試験片の割れ有無を観察し、割れない限界の水素量 H_c を求めた。Al系被覆の場合は、熱処理時の炉内露点変更により水素吸蔵量を変化させた。また被覆なし、およびZn系被覆の場合は、4点曲げ後に種々の濃度のチオシアン酸アンモニウム液に浸漬し、水素を吸蔵させた。鋼部材に吸蔵された水素は、昇温水素分析にて100℃/hrで昇温し250℃までに放出される拡散性水素量を鋼部材に含まれる水素量とした。

本実施例においては、 H_c が、引張強さ1500~2000MPa未満は0.6mass ppm以上、引張強さ2000~2500MPa未満は0.4mass ppm以上、引張強さ2500MPa以上は0.2mass ppm以上である場合に、耐水素脆性に優れると評価した。

[0113]

[表3-1]

	符号	鋼板No.	熱処理		
			昇温速度 (°C/s)	加熱温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)
発明例	C1	B1	3	920	50
	C2	B2	3	920	50
	C3	B3	3	920	50
	C4	B4	3	920	50
	C5	B5	3	920	50
	C6	B6	3	920	50
	C7	B7	3	920	50
	C8	B8	3	920	50
	C9	B9	3	920	50
	C10	B10	3	920	50
	C11	B11	3	920	50
	C12	B12	3	920	50
	C13	B13	3	920	50
	C14	B14	3	920	50
	C15	B15	3	920	50
	C16	B16	3	920	50
	C17	B17	3	920	50
	C18	B18	3	920	50
	C19	B19	3	920	50
	C20	B20	3	920	50
	C21	B21	3	920	50
	C22	B22	3	920	50
	C23	B23	3	920	50
	C24	B24	3	920	50
	C25	B25	3	920	50
	C26	B26	3	920	50
	C27	B27	3	920	50
	C28	B28	3	920	50
	C29	B29	3	920	50
	C30	B30	3	920	50
	C31	B31	3	920	50
	C32	B32	3	920	50
	C33	B33	3	920	50
	C34	B34	3	920	50
	C35	B35	3	920	50
	C36	B36	3	920	50
	C37	B37	3	920	50
	C38	B38	3	920	50
比較例	c1	b1	3	920	50
	c2	b2	3	920	50
	c3	b3	3	920	50
	c4	b4	3	920	50
	c5	b5	3	920	50
	c6	b6	3	920	50
	c7	b7	3	920	50
	c8	b8	3	920	50
	c9	b9	3	920	50
	c10	b10	3	920	50
	c11	b13	3	920	50
	c12	b14	3	920	50

[0114]

[表3-2]

符号	鋼部材							
	組織分率	粒界長さ			析出物サイズ	被覆	引張強さ	Hc
	マルテンサイト (体積%)	L49-56° (μm)	L4-12° (μm)	L49-56° /L4-12°	Nb, Ti (C, N) (μm)			
C1	100	736	555	1.33	7	-	1981	0.7
C2	96	778	533	1.46	4	-	2880	0.3
C3	100	751	539	1.39	9	-	2180	0.7
C4	99	768	528	1.45	6	Fe-Al	2093	0.6
C5	100	749	542	1.38	5	Fe-Al	2383	0.7
C6	97	776	517	1.50	8	Fe-Al	2035	0.5
C7	100	775	490	1.58	5	Fe-Zn	1868	0.9
C8	100	773	526	1.47	6	Fe-Zn	1920	0.9
C9	99	770	505	1.52	4	Fe-Zn	1898	0.8
C10	98	765	521	1.47	6	-	1942	0.9
C11	98	774	520	1.49	3	-	2150	0.6
C12	99	761	522	1.46	12	-	1920	0.9
C13	99	768	533	1.44	3	Fe-Al	1999	0.8
C14	100	777	503	1.54	8	Fe-Zn	2176	0.6
C15	99	708	599	1.18	5	Fe-Al	2124	0.5
C16	97	854	448	1.91	4	Fe-Zn	2338	1.1
C17	100	766	523	1.46	6	Fe-Al	1989	0.7
C18	100	776	518	1.50	5	Fe-Al	1986	0.6
C19	100	744	549	1.36	5	Fe-Al	2099	1.1
C20	100	751	541	1.39	4	Fe-Al	2091	1.0
C21	99	780	518	1.51	8	Fe-Al	2100	0.6
C22	99	785	508	1.55	8	Fe-Al	2103	0.5
C23	98	760	529	1.44	5	Fe-Al	2690	0.6
C24	98	768	522	1.47	4	Fe-Al	2697	0.7
C25	97	784	517	1.52	4	Fe-Al	2668	0.4
C26	97	788	510	1.55	3	Fe-Al	2666	0.5
C27	100	708	579	1.22	5	Fe-Al	2096	0.7
C28	100	718	576	1.25	4	Fe-Al	2096	0.9
C29	98	737	547	1.35	5	Fe-Al	2695	0.4
C30	98	740	541	1.37	4	Fe-Al	2695	0.5
C31	100	769	538	1.43	5	Fe-Al	2099	1.1
C32	100	743	548	1.36	5	Fe-Al	2099	0.8
C33	99	794	499	1.59	8	Fe-Al	2103	0.7
C34	99	775	518	1.50	8	Fe-Al	2103	0.4
C35	98	771	515	1.50	4	Fe-Al	2697	0.8
C36	98	762	530	1.44	4	Fe-Al	2697	0.6
C37	97	796	504	1.58	3	Fe-Al	2666	0.6
C38	97	780	517	1.51	3	Fe-Al	2666	0.4
c1	100	779	501	1.55	8	-	1433	1.2
c2	92	593	563	1.05	6	-	2928	0.1
c3	25	749	544	1.38	4	-	1056	1.2
c4	93	590	565	1.04	6	-	2699	0.1
c5	99	583	570	1.02	4	Fe-Zn	2287	0.3
c6	98	561	588	0.95	4	Fe-Zn	2316	0.2
c7	100	566	588	0.96	3	Fe-Zn	2452	0.2
c8	100	561	590	0.95	9	Fe-Al	2529	0.1
c9	100	555	591	0.94	-	Fe-Al	2448	0.2
c10	98	566	584	0.97	28	Fe-Al	2581	0.1
c11	100	563	588	0.96	4	-	2592	0.1
c12	100	560	601	0.93	5	Fe-Al	2178	0.2

[0115] 表3-1、表3-2に示すとおり、本発明範囲を満足する発明例C1~C38は、金属組織、特性ともに良好な結果であるが、本発明範囲を満足して

いない比較例 c 1 ~ c 1 2 は、強度、耐水素脆性の少なくとも 1 つが劣っていた。

産業上の利用可能性

[0116] 本発明によれば、耐水素脆性に優れた高強度な鋼部材および鋼板を得ることが可能となる。本発明に係る被覆鋼部材は、特に自動車の骨格部品として用いるのに好適である。本発明の鋼部材は、高強度かつ耐水素脆性に優れるので、自動車部品に適用した場合、燃費及び衝突安全性の向上に寄与する。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.26 ~ 0.65%、

Si : 0 ~ 2.00%、

Mn : 0.05 ~ 3.00%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0100%以下、

N : 0.010%以下、

O : 0.010%以下、

Nb : 0.01 ~ 0.10%、

Ti : 0.005 ~ 0.100%、

Cu : 0.10 ~ 2.50%、

Ni : 0 ~ 0.30%、

Cr : 0 ~ 0.50%、

B : 0 ~ 0.0100%、

Mo : 0 ~ 1.00%、

V : 0 ~ 1.00%、

Ca : 0 ~ 0.010%、

Mg : 0 ~ 0.010%、

Al : 0 ~ 1.00%、

Sn : 0 ~ 1.00%、

W : 0 ~ 1.00%、

Sb : 0 ~ 1.00%、

Zr : 0 ~ 1.00%、

Se : 0 ~ 1.00%、

Bi : 0 ~ 1.00%、

As : 0 ~ 1.00%、

Ta : 0 ~ 1.00%、

Re : 0 ~ 1.00%、

Os : 0 ~ 1.00%、

Ir : 0 ~ 1.00%、

Tc : 0 ~ 1.00%、

Co : 0 ~ 1.00%、

REM : 0 ~ 0.30%、及び、

残部 : Fe 及び不純物、

からなる化学組成を有し、

表面から厚さ方向に、厚さの1/4の位置を1/4深さ位置としたとき、

前記1/4深さ位置の金属組織が、体積分率で、マルテンサイトを90%以上含み、

前記1/4深さ位置の前記金属組織において、体心構造を持つ結晶粒の粒界のうち、 $\langle 011 \rangle$ 方向を回転軸として、回転角が $49 \sim 56^\circ$ となる粒界の長さ L_{49-56° と、回転角が $4 \sim 12^\circ$ となる粒界の長さ L_{4-12° との比である $L_{49-56^\circ} / L_{4-12^\circ}$ が1.10以上であり、

引張強さが1500MPa超である、

ことを特徴とする鋼部材。

[請求項2]

さらに、前記化学組成における、質量%での、Ni含有量を[Ni]、Cu含有量を[Cu]、Nb含有量を[Nb]、Ti含有量を[Ti]、N含有量を[N]としたとき、

$[Ni] / [Cu] < 0.50$ であり、

$[Nb] = 0.01$ 以上 0.03 未満において $[Ti] = 3 \times [N] + 0.010 \sim 3 \times [N] + 0.020$ 、

$[Nb] = 0.03$ 以上 0.05 未満において $[Ti] = 5 \times [N] + 0.010 \sim 5 \times [N] + 0.020$ 、

$[Nb] = 0.05 \sim 0.10$ において $[Ti] = 7 \times [N] +$

0.010~7×[N]0.020、であり、

前記1/4深さ位置での前記金属組織にNbTi(C, N)が含まれ、前記NbTi(C, N)のサイズが20μm以下である、ことを特徴とする請求項1に記載の鋼部材。

[請求項3] 前記表面に、被覆を有する、ことを特徴とする請求項1または2に記載の鋼部材。

[請求項4] 前記被覆が、Fe-Al系合金を主体とする、ことを特徴とする請求項3に記載の鋼部材。

[請求項5] 前記被覆が、Fe-Zn系合金を主体とする、ことを特徴とする請求項3に記載の鋼部材。

[請求項6] 質量%で、
C:0.26~0.65%、
Si:0~2.00%、
Mn:0.05~3.00%、
P:0.050%以下、
S:0.0100%以下、
N:0.010%以下、
O:0.010%以下、
Nb:0.01~0.10%、
Ti:0.005~0.100%、
Cu:0.10~2.50%、
Ni:0~0.30%、
Cr:0~0.50%、
B:0~0.0100%、
Mo:0~1.00%、
V:0~1.00%、
Ca:0~0.010%、
Mg:0~0.010%、

A l : 0 ~ 1 . 0 0 %、
S n : 0 ~ 1 . 0 0 %、
W : 0 ~ 1 . 0 0 %、
S b : 0 ~ 1 . 0 0 %、
Z r : 0 ~ 1 . 0 0 %、
S e : 0 ~ 1 . 0 0 %、
B i : 0 ~ 1 . 0 0 %、
A s : 0 ~ 1 . 0 0 %、
T a : 0 ~ 1 . 0 0 %、
R e : 0 ~ 1 . 0 0 %、
O s : 0 ~ 1 . 0 0 %、
I r : 0 ~ 1 . 0 0 %、
T c : 0 ~ 1 . 0 0 %、
C o : 0 ~ 1 . 0 0 %、
R E M : 0 ~ 0 . 3 0 %、及び、

残部 : F e 及び不純物

からなる化学組成を有し、

表面から板厚方向に板厚の $1/4$ の位置である $1/4$ 深さ位置の金属組織において、結晶方位差が 5° 以上の境界で囲まれ、その境界の内部の平均結晶方位差が 0.4° 以上、 3.0° 以下である領域の体積分率が 85% 以下であり、

前記 $1/4$ 深さ位置の前記金属組織において、残留オーステナイトの体積分率が 5% 以下である、
ことを特徴とする鋼板。

[請求項7]

前記金属組織において、結晶方位差が 5° 以上の境界で囲まれ、その境界の内部の平均結晶方位差が 0.4° 以上、 3.0° 以下である前記領域の体積分率が 10% 以下である、
ことを特徴とする請求項6に記載の鋼板。

- [請求項8] 前記表面に被覆を有する、
ことを特徴とする請求項6または7に記載の鋼板。
- [請求項9] 前記被覆が、Al系被覆である、
ことを特徴とする請求項8に記載の鋼板。
- [請求項10] 前記被覆が、Zn系被覆である、
ことを特徴とする請求項8に記載の鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/043929

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/60</i>(2006.01)i; <i>C21D 1/18</i>(2006.01)n; <i>C21D 9/00</i>(2006.01)n; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)n FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C38/00 301U; C22C38/60; C21D1/18 C; C21D9/00 A; C21D9/46 F; C21D9/46 J</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D1/18; C21D9/00; C21D9/46		
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 1971-2023 Registered utility model specifications of Japan 1996-2023 Published registered utility model applications of Japan 1994-2023		
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.
X	WO 2021/100842 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 27 May 2021 (2021-05-27) claims, paragraphs [0015]-[0110], fig. 1, 2	1-4, 6, 8-9
A		5, 7, 10
A	WO 2020/241258 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 03 December 2020 (2020-12-03)	1-10
A	WO 2020/241257 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 03 December 2020 (2020-12-03)	1-10
A	WO 2020/045219 A1 (JFE STEEL CORP.) 05 March 2020 (2020-03-05)	1-10
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 06 February 2023		Date of mailing of the international search report 21 February 2023
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 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/JP2022/043929

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2021/100842	A1	27 May 2021	US 2022/0389553 A1 claims, paragraphs [0029]- [0224], fig. 1, 2 EP 4063525 A1 CN 114729429 A KR 10-2022-0070329 A	
WO	2020/241258	A1	03 December 2020	US 2022/0195567 A1 CN 113840936 A KR 10-2021-0151954 A	
WO	2020/241257	A1	03 December 2020	US 2022/0170128 A1 CN 113677819 A KR 10-2021-0132155 A	
WO	2020/045219	A1	05 March 2020	US 2021/0332454 A1 EP 3828297 A1 CN 112639146 A KR 10-2021-0036967 A	

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C21D 1/18(2006.01)n; C21D 9/00(2006.01)n; C21D 9/46(2006.01)n FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C38/00 301U; C22C38/60; C21D1/18 C; C21D9/00 A; C21D9/46 F; C21D9/46 J</p>										
<p>B. 調査を行った分野</p>										
<p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00-38/60; C21D1/18; C21D9/00; C21D9/46</p>										
<p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2023年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2023年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2023年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2023年
日本国実用新案公報	1922 - 1996年									
日本国公開実用新案公報	1971 - 2023年									
日本国実用新案登録公報	1996 - 2023年									
日本国登録実用新案公報	1994 - 2023年									
<p>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）</p>										
<p>C. 関連すると認められる文献</p>										
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								
X	WO 2021/100842 A1（日本製鉄株式会社）27.05.2021（2021 - 05 - 27） 請求の範囲、[0015]-[0110]、[図1]-[図2]	1-4, 6, 8-9								
A		5, 7, 10								
A	WO 2020/241258 A1（日本製鉄株式会社）03.12.2020（2020 - 12 - 03）	1-10								
A	WO 2020/241257 A1（日本製鉄株式会社）03.12.2020（2020 - 12 - 03）	1-10								
A	WO 2020/045219 A1（JFEスチール株式会社）05.03.2020（2020 - 03 - 05）	1-10								
<p><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。</p>										
<p>* 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</p>										
国際調査を完了した日	06.02.2023	国際調査報告の発送日 21.02.2023								
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） 相澤 啓祐 4K 4037 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/JP2022/043929

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2021/100842	A1	27.05.2021	US	2022/0389553	A1	
					Claims, [0029]-[0224], FIG. 1-FIG. 2		
				EP	4063525	A1	
				CN	114729429	A	
				KR	10-2022-0070329	A	

WO	2020/241258	A1	03.12.2020	US	2022/0195567	A1	
				CN	113840936	A	
				KR	10-2021-0151954	A	

WO	2020/241257	A1	03.12.2020	US	2022/0170128	A1	
				CN	113677819	A	
				KR	10-2021-0132155	A	

WO	2020/045219	A1	05.03.2020	US	2021/0332454	A1	
				EP	3828297	A1	
				CN	112639146	A	
				KR	10-2021-0036967	A	
