

(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10月5日(05.10.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/190867 A1

(51) 国際特許分類:

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

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/013175

(22) 国際出願日: 2023年3月30日(30.03.2023)

(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 2022-055819 2022年3月30日(30.03.2022) 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). 吉川伸麻 (YOSHIKAWA Nobuo); 〒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). 荒牧高志 (ARAMAKI Takashi); 〒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, MU, 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, SC, 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: This steel member has a predetermined chemical composition. In the steel member, when a position at a depth of 1/4 of the thickness in the thickness direction from the surface is defined as a 1/4 depth position, the maximum B content in a range from the surface to a depth of 10 μm in the thickness direction is 5 times or more of the B content at the 1/4 depth position. When the C content is measured from the surface in the thickness direction by using a GDS, and when the distance from the surface to a position where the C content first becomes equal to the C content at the 1/4 depth position is defined as a decarbonizing depth, the decarbonizing depth is 20 μm or more. The Vickers hardness at the 1/4 depth position is 310-890.

(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の深さの位置を1/4深さ位置としたとき、前記表面から前記厚さ方向に10 μmの深さまでの範囲における最大B含有量が、前記1/4深さ位置におけるB含有量の5倍以上であり、前記表面から前記厚さ方向にGDSを用いてC含有量を測定し、前記表面から、最初にC含有量が前記1/4深さ位置のC含有量となる位置までの距離を、脱炭深さとしたとき、前記脱炭深さが20 μm以上であり、前記1/4深さ位置のビッカース硬さが310~890である。

WO 2023/190867 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、2022年03月30日に、日本に出願された特願2022-055819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樣な断面を有する部品に限定される。

[0004] そこで近年、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

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、成形後の鋼部材に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] 一方、自動車には、衝突安全性も要求される。自動車の衝突安全性は、車体全体や一部部材の衝突試験における圧壊強度と吸収エネルギーとによって評価される。特に圧壊強度は材料強度に大きく依存するので、自動車部材として、超高強度な鋼部材の需要が飛躍的に高まっている。

しかしながら、一般に鋼部材は、高強度化に伴って破壊靱性および変形能が低下する。そのため、衝突圧壊時に早期に破断するか、または変形が集中するような部位において破断し、材料強度に見合った圧壊強度が発揮されず、十分な吸収エネルギーが得られない場合がある。したがって、自動車の衝突安全性を向上させるためには、用いられる鋼部材に対して、材料強度だけでなく、破壊靱性および変形能の向上、つまり靱性や曲げ性の向上が求められる。したがって、引張強さが1.0GPaを超える高強度鋼部材を車体に適用するためには、従来以上の靱性や曲げ性を具備し、衝突事故が発生した場合でも十分な吸収エネルギーを示す鋼部材を提供する技術が必要である。

[0008] 特許文献2には、靱性に優れ、かつ引張強さが1.8GPa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、2.0GPa以上という極めて高い引張強さを有し、さらに、良好な靱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、1.8GPa以上という高い引張強さを有し、さらに、良好な靱性を有する鋼材が開示されている。特許文献5には、2.0GPa以上という極めて高い引張強さを有し、さらに、良好な靱性を有する鋼材が開示されている。

しかしながら特許文献1～5には、曲げ性に関する記述はなく、引張強さが1.0GPaを超える高強度鋼材の自動車部材としての使用において、より高い要求に対しては十分応えられない場合がある。

[0009] また、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、引張強さが高く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。

しかしながら、特許文献1～5技術には、耐水素脆性の観点から、更なる改善の余地がある。

先行技術文献

特許文献

[0010] 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

[0011] 本発明は上記の課題に鑑みてなされた。本発明は、高強度かつ曲げ性及び耐水素脆性（耐水素脆化特性）に優れる鋼部材と、その鋼部材の素材として好適な鋼板を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、鋼板をホットスタンプして得られる高強度鋼部材において、優れた曲げ性や耐水素脆性を得るために検討を行った。

その結果、鋼部材の表層に脱炭層を形成させながらBを濃化させることで優れた曲げ性や耐水素脆性が得られることを見出した。また、ホットスタンプに供する鋼板（素材鋼板）において、表面に形成されるスケールにクラックを導入することで上記鋼部材が安定的に得られることを見出した。

[0013] 本発明は、上記の課題に鑑みてなされた。本発明の要旨は以下の通りである。

[1] 本発明の一態様に係る鋼部材は、質量%で、C：0.10～0.70

%、Si : 3.00%以下、Mn : 0.01~3.00%、P : 0.100%以下、S : 0.0100%以下、N : 0.020%以下、O : 0.010%以下、B : 0.0002~0.0200%、Ti : 0~0.200%、Cr : 0~1.00%、Mo : 0~1.00%、Ni : 0~2.00%、Nb : 0~0.10%、Cu : 0~2.00%、V : 0~1.00%、Ca : 0~0.020%、Mg : 0~0.020%、Al : 0~1.00%、Sn : 0~1.00%、W : 0~2.00%、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 $1/4$ の深さの位置を $1/4$ 深さ位置としたとき、前記表面から前記厚さ方向に $10\mu\text{m}$ の深さまでの範囲における最大 B 含有量が、前記 $1/4$ 深さ位置における B 含有量の 5 倍以上であり、前記表面から前記厚さ方向に GDS を用いて C 含有量を測定し、前記表面から、最初に C 含有量が前記 $1/4$ 深さ位置の C 含有量となる位置までの距離を、脱炭深さとしたとき、前記脱炭深さが $20\mu\text{m}$ 以上であり、前記 $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さが $310\sim 890$ である。

[2] [1] に記載の鋼部材は、前記表面から前記厚さ方向に 0.1mm の深さの位置を 0.1mm 深さ位置としたとき、前記 0.1mm 深さ位置のビッカース硬さが前記 $1/4$ 深さ位置の前記ビッカース硬さの 0.95 倍以下であってもよい。

[3] [2] に記載の鋼部材は、前記 $1/4$ 深さ位置の前記ビッカース硬さが、 $310\sim 450$ であり、板厚 1.6mm の鋼部材を曲げ角 50 度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが 0.340 以下であってもよい。

[4] [2] に記載の鋼部材は、前記 $1/4$ 深さ位置の前記ビッカース硬さが、 450 超、 530 以下であり、前記 0.1mm 深さ位置のビッカース硬

さが前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さの0.90倍以下であり、板厚1.6mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.310以下であってもよい。

[5] [2]に記載の鋼部材は、前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さが、530超、700以下であり、前記0.1mm深さ位置のビッカース硬さが前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さの0.88倍以下であり、板厚1.6mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.280以下であってもよい。

[6] [2]に記載の鋼部材は、前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さが、700超、890以下であり、前記0.1mm深さ位置のビッカース硬さが前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さの0.86倍以下であり、板厚1.6mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.260以下であってもよい。

[7] [1]～[6]のいずれか一項に記載の鋼部材は、さらに、前記表面に合金層を有してもよい。

[8] [7]に記載の鋼部材は、前記合金層が、Fe-Al系合金層であってもよい。

[9] [7]に記載の鋼部材は、前記合金層が、Fe-Zn系合金層であってもよい。

[10] 本発明の別の態様に係る鋼板は、母材鋼板と、前記母材鋼板の表面に形成された鉄スケールと、を有し、前記母材鋼板が、質量%で、C:0.10～0.70%、Si:3.00%以下、Mn:0.01～3.00%、P:0.100%以下、S:0.0100%以下、N:0.020%以下、O:0.010%以下、B:0.0002～0.0200%、Ti:0～0.200%、Cr:0～1.00%、Mo:0～1.00%、Ni:0～2.00%、Nb:0～0.10%、Cu:0～2.00%、V:0～1.00%、Ca:0～0.020%、Mg:0～0.020%、Al:0～1.00%、Sn:0～1.00%、W:0～2.00%、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、前記鉄スケールが、クラックを90個/mm²以上の密度で含む。

発明の効果

[0014] 本発明の上記態様に依れば、高強度かつ曲げ性及び耐水素脆性に優れる鋼部材と、その素材として好適な鋼板を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0015] 以下、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）及び鋼板（本実施形態に係る鋼板）、並びにそれらの好ましい製造方法について説明する。

本実施形態において、鋼部材は、表面に合金層を有する場合も含み、鋼板は、めっき層を有する場合（めっき鋼板である場合）も含む。

[0016] （A）鋼部材

表面から厚さ方向に厚さの1/4の深さの位置を1/4深さ位置としたとき、表面から厚さ方向に10μmの深さまでの範囲における最大B含有量が、1/4深さ位置におけるB含有量の5倍以上であり、表面から厚さ方向にGDSを用いてC含有量を測定し、表面から、最初にC含有量が1/4深さ位置のC含有量となる位置までの距離を脱炭深さとしたとき、脱炭深さが20μm以上であり、1/4深さ位置のビッカース硬さが310～890である。

鋼部材は、強度傾斜を有していてもよい。

鋼部材は、表面に合金層（被覆）を有していてもよい。鋼部材が合金層を有する場合、「表面から厚さ方向に厚さの1/4の深さ」、「表面から厚さ方向に10μmの深さ」などの基準となる鋼部材の表面とは、合金層を除く部分（いわゆる母材）の表面を意味する。

以下、各要件について詳しく説明する。

[0017] (A1) 化学組成

本実施形態に係る鋼部材は、質量%で、C : 0.10~0.70%、Si : 3.00%以下、Mn : 0.01~3.00%、P : 0.100%以下、S : 0.0100%以下、N : 0.020%以下、O : 0.010%以下、B : 0.0002~0.0200%、Ti : 0~0.200%、Cr : 0~1.00%、Mo : 0~1.00%、Ni : 0~2.00%、Nb : 0~0.10%、Cu : 0~2.00%、V : 0~1.00%、Ca : 0~0.020%、Mg : 0~0.020%、Al : 0~1.00%、Sn : 0~1.00%、W : 0~2.00%、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する。

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。

[0018] C : 0.10~0.70%

Cは、鋼の焼入れ性を高め、鋼板をホットスタンプして得られる鋼部材の強度を向上させる元素である。しかしながら、C含有量が0.10%未満では、鋼部材において十分な強度（1.0GPa以上）を確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.10%以上とする。C含有量は0.15%以上が好ましい。

一方、C含有量が0.70%を超えると、鋼部材の強度が高くなり過ぎて、曲げ性や耐水素脆性の劣化が著しくなる。また、溶接性も劣化する。したがって、C含有量は0.70%以下とする。C含有量は、0.60%以下が

好ましい。

[0019] Si : 3.00%以下

Siは、鋼の焼入れ性を高め、かつ鋼部材において強度を安定して確保するために効果のある元素である。そのため、含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Si含有量は0.05%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、鋼板中のSi含有量が3.00%を超えると、熱処理に際して、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する場合がある。さらに、Si含有量が3.00%超であると、焼入れ部の靱性が劣化する。したがって、Si含有量は3.00%以下とする。Si含有量は、2.00%以下が好ましく、1.80%以下がより好ましい。

[0020] Mn : 0.01~3.00%

Mnは、鋼の焼入れ性を高め、鋼部材において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。Mn含有量が0.01%未満ではこれらの効果が十分ではないので、Mn含有量を0.01%以上とする。Mn含有量は0.05%以上が好ましい。

一方、Mn含有量が3.00%を超えると上記の効果が飽和する上、焼入れ部の靱性や曲げ性、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、2.80%以下が好ましく、2.50%以下がより好ましい。

[0021] P : 0.100%以下

Pは、鋼部材の靱性や耐水素脆性を劣化させる元素である。特に、P含有量が0.100%を超えると、靱性や耐水素脆性の劣化が著しくなる。したがって、P含有量は0.100%以下に制限する。P含有量は、0.050%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。

[0022] S : 0.0100%以下

Sは、鋼部材の靱性や曲げ性、耐水素脆性を劣化させる元素である。特に、S含有量が0.0100%を超えると、靱性や曲げ性、耐水素脆性の劣化が著しくなる。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。

[0023] N : 0.020%以下

Nは、鋼部材の靱性や耐水素脆性を劣化させる元素である。特に、N含有量が0.020%を超えると、鋼中に粗大な窒化物が形成され、靱性や耐水素脆性が著しく劣化する。したがって、N含有量は0.020%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%以上としてもよい。

[0024] O : 0.010%以下

Oは、鋼部材の靱性や耐水素脆性を劣化させる元素である。特に、O含有量が0.010%を超えると、鋼中に粗大な窒化物が形成され、靱性や耐水素脆性が著しく劣化する。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。

[0025] B : 0.0002~0.0200%

Bは、微量でも鋼の焼入れ性を劇的に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、粒界を強化して靱性や耐水素脆性を高める元素であり、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。また、Bは後述するように表層に濃化させることで、強靱な粒界を有しか

つ微細なマルテンサイト主体の表層組織を得るために有効な元素である。B含有量が0.0002%未満ではこれらの効果が十分ではない。そのため、B含有量を0.0002%以上とする。B含有量は、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上である。

一方、B含有量が0.0200%を超えると、粗大な化合物が多く析出し、鋼部材の靱性や耐水素脆性が劣化する。したがって、含有させる場合、B含有量は0.0200%以下とする。B含有量は、好ましくは0.0100%以下である。

[0026] 本実施形態に係る鋼部材は、強度、靱性、曲げ性、耐食性、脱酸性、耐水素脆性の向上のため、上記の元素に加えてさらに、下記に示すTi、Cr、Mo、Ni、Nb、Cu、V、Ca、Mg、Al、Sn、W、Sb、Zr、Se、Bi、As、Ta、Re、Os、Ir、Tc、Co、およびREMから選択される1種以上の元素を含有してもよい。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。

[0027] Ti : 0~0.200%

Tiは、鋼板をAc3点以上の温度に加熱して熱処理を施す際に再結晶を抑制するとともに、微細な炭化物を形成して粒成長を抑制することで、オーステナイト粒を細粒にする作用を有する元素である。このため、Tiを含有させることによって、鋼部材の靱性が大きく向上する効果が得られる。また、Tiは、鋼中のNと優先的に結合することによってBNの析出による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。そのため、Tiを含有させてもよい。上記の効果を十分に得る場合、Ti含有量は0.010%以上とすることが好ましい。Ti含有量は、より好ましくは0.020%以上である。

一方、Ti含有量が0.200%を超えると、TiCの析出量が増加してCが消費されるため、鋼部材の強度が低下する。したがって、Ti含有量は0.200%以下とする。Ti含有量は、好ましくは0.100%以下であ

る。

[0028] Cr : 0 ~ 1.00 %

Cr は、鋼の焼入れ性を高め、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、Cr を含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Cr 含有量は0.01 %以上とすることが好ましい。Cr 含有量は、より好ましくは0.05 %以上であり、さらに好ましくは0.08 %以上である。

一方、Cr 含有量が1.00 %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、鋼部材の靱性が劣化する場合がある。したがって、含有させる場合、Cr 含有量は1.00 %以下とする。Cr 含有量は、好ましくは0.80 %以下である。

[0029] Mo : 0 ~ 1.00 %

Mo は、鋼の焼入れ性を高め、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、Mo を含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Mo 含有量は0.01 %以上とすることが好ましい。Mo 含有量は、より好ましくは0.05 %以上である。

一方、Mo 含有量が1.00 %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Mo は、鉄炭化物を安定化させる作用を有するので、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、鋼部材の靱性が劣化する場合がある。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、好ましくは0.80 %以下である。

[0030] Ni : 0 ~ 2.00 %

Ni は、鋼の焼入れ性を高め、かつ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、Ni を含有させてもよい。上記の効果を得る場合、Ni 含有量を0.01 %以上とすることが好ましい。Ni 含有量は

、より好ましくは0.10%以上である。

一方、Ni含有量が2.00%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、Ni含有量は2.00%以下とする。Ni含有量は、好ましくは1.00%以下である。

[0031] Nb : 0~0.10%

Nbは、微細な炭化物を形成し、その細粒化効果により鋼の靱性を高める作用を有する元素である。そのため、Nbを含有させてもよい。上記の効果を十分に得る場合、Nb含有量を0.02%以上とすることが好ましい。Nb含有量は、より好ましくは0.03%以上である。

一方、Nb含有量が0.10%を超えると、炭化物が粗大化し、鋼部材の靱性が劣化する。したがって、含有させる場合、Nb含有量は0.10%以下とする。Nb含有量は0.08%以下が好ましい。

[0032] Cu : 0~2.00%

Cuは、鋼の焼入れ性を高め、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、Cuを含有させてもよい。また、Cuは、鋼部材の耐食性を向上させる効果を有する元素である。上記の効果をj得る場合、Cu含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Cu含有量は、より好ましくは0.05%以上である。

一方、Cu含有量が2.00%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、含有させる場合、Cu含有量は2.00%以下とする。Cu含有量は、好ましくは1.00%以下である。

[0033] V : 0~1.00%

Vは、微細な炭化物を形成し、その細粒化効果により鋼の靱性を高める元素である。そのため、Vを含有させてもよい。上記の効果をj得る場合、V含有量を0.01%以上とすることが好ましい。V含有量は、より好ましくは0.10%以上である。

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

。

[0034] Ca : 0 ~ 0.020 %

Ca は、鋼中の介在物を微細化し、鋼部材の靱性を向上させる効果を有する元素である。そのため、Ca を含有させてもよい。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い。Ca 含有量は、より好ましくは0.002 %以上である。

一方、Ca 含有量が0.020 %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0.020 %以下とする。Ca 含有量は、好ましくは0.010 %以下であり、より好ましくは0.005 %以下である。

[0035] Mg : 0 ~ 0.020 %

Mg は、鋼中の介在物を微細化し、鋼部材の靱性を向上させる効果を有する元素である。そのため、Mg を含有させてもよい。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0.020 %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0.020 %以下とする。Mg 含有量は、好ましくは0.010 %以下であり、より好ましくは0.005 %以下である。

[0036] 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、Al を含有させてもよい。上記の効果を得る場合、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。ここでのAl 含有量は、total Al 含有量である。

[0037] 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、Sn

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

一方、S n含有量が1.00%を超えると粒界強度が低下し、鋼部材の靱性が劣化する。したがって、含有させる場合、S n含有量は1.00%以下とする。

[0038] W : 0 ~ 2.00 %

Wは鋼の焼入れ性を高め、かつ鋼部材の強度を安定して確保することを可能にする元素である。そのため、Wを含有させてもよい。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。

一方、W含有量が2.00%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2.00%以下とする。W含有量は、好ましくは1.00%以下である。

[0039] S b : 0 ~ 1.00 %

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

一方、S b含有量が1.00%を超えると粒界強度が低下し、鋼部材の靱性が劣化する。したがって、含有させる場合、S b含有量は1.00%以下とする。

[0040] Z r : 0 ~ 1.00 %

Z r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、Z rを含有させてもよい。上記の効果を得るためには、Z r含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

一方、Z r含有量が1.00%を超えると粒界強度が低下し、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、Z r含有量は1.00%以下とする。

[0041] S e : 0 ~ 1.00 %

S 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、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。

[0042] 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。

[0043] 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。

[0044] 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。

[0045] 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、R e 含有量を 0.01%以上とすることが好ましい。

一方、R 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、R e 含有量は 1.00%以下とする。

[0046] O s : 0~1.00%

O 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、O s 含有量を 0.01%以上とすることが好ましい。

一方、O 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、O s 含有量は 1.00%以下とする。

[0047] I r : 0~1.00%

I r 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、I r 含有量を 0.01%以上とすることが好ましい。

一方、I r 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、I r 含有量は 1.00%以下とする。

[0048] T c : 0~1.00%

T c 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 c 含有量を 0.01%以上とすることが好ましい。

一方、T c 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 c 含有量は 1.00%以下とする。

[0049] C o : 0~1.00%

C_o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、C_oを含有させてもよい。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、C_o含有量は1.00%以下とする。

[0050] REM: 0~0.30%

REMは、Caと同様に鋼中の介在物を微細化し、鋼部材の靱性を向上させる効果を有する元素である。そのため、REMを含有させてもよい。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い。REM含有量は、より好ましくは0.02%以上である。

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、好ましくは0.20%以下である。

[0051] ここで、REMは、Sc、Y及びLa、Nd等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、La、Nd、Ce、Prが含まれる。

[0052] 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。

[0053] 鋼部材の化学組成は、以下の方法で求めることができる。

鋼部材から分析試料を切り出し、ICP（誘導結合プラズマ）発光分光分析法などの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

線吸収法を用いて測定すればよく、Nは不活性ガス融解－熱伝導度法を用いて測定すればよく、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。

分析試料は、J I S G O 4 1 7 : 1 9 9 9に記載されているように、鋼部材の厚さ全体の平均的な化学組成が得られるように、母材鋼板の幅方向端部を避け、表面から厚さ方向に厚さの1 / 4の位置から、分析試料を採取する。

ここで得られるC含有量、B含有量は、後述する1 / 4深さ位置のC含有量、B含有量であるが、本実施形態に係る鋼部材では、化学組成は概ね均一であるため、脱炭層やBの濃化のある表層を除いて鋼部材全体の平均的な化学組成でもあると言える。

[0054] (A 2) 鋼部材の組織

以下、表面から厚さ方向に厚さの1 / 4の深さの位置を1 / 4深さ位置、表面から厚さ方向に0. 1 mmの深さの位置を0. 1 mm深さ位置として説明する。また、表面から厚さ方向にG D Sを用いてC含有量を測定しとき、表面から、最初にC含有量が前記1 / 4深さ位置のC含有量と同等となる位置（1 / 4深さ位置のC含有量と同等のC含有量となる位置のうち、最も表面に近い位置）までの距離を脱炭深さとして説明する。

本実施形態に係る鋼部材の表層の組織は、表面から深さ1 0 μ mまでの範囲における最大B含有量が1 / 4深さ位置のB含有量の5倍以上であり、脱炭深さが2 0 μ m以上である。

[0055] 鋼部材において、曲げ性を向上させるには、表層を脱炭して軟質化することが極めて有効である。曲げ変形は曲げ外の表層ほど発生する応力やひずみが大きいので、表層を軟質化して破壊限界を向上させることによって曲げ性を向上させることができる。鋼部材の脱炭深さが2 0 μ m以上であると曲げ性が向上する。そのため、脱炭深さを2 0 μ m以上とする。

[0056] 上述の通り、鋼部材の曲げ性において、表層を脱炭して軟質化することが有効である。一方で、炭素は粒界に偏析し強化する元素であるため、粒界の

炭素が減少することは好ましくない。炭素は粒界に偏析し強化する元素であるため、粒界の炭素量が減少し粒界強度が低下すると、耐水素脆性や靱性が低下することがある。

また、表層を脱炭して軟質化することが有効であるものの、表面をフェライト主体組織にすることは好ましくない。なぜなら、フェライトは、母材の緻密なマルテンサイト主体組織に対し、粗大かつ軟質であるため、表層のフェライト主体組織と母材のマルテンサイト主体組織とのミスマッチが大きく、曲げ性や耐水素脆性、靱性が劣化の原因となるからである。

そこで、本実施形態に係る鋼部材では、表層を脱炭する一方で、Bを表層に濃化させる。Bは炭素と同様に粒界に偏析して粒界を強化し、また焼入れ性を向上させる元素である。そのため、Bを表層に濃化させると粒界が強靱かつ微細なマルテンサイト主体の組織を得ることができる。表層のマルテンサイト主体組織は脱炭しているため母材のマルテンサイト主体組織より軟質であり、曲げ性、耐水素脆性、靱性が高い水準で得られる。

具体的には、鋼部材の表面から深さ $10\ \mu\text{m}$ までの範囲における最大B含有量が $1/4$ 深さ位置のB含有量の5倍以上であると曲げ性や耐水素脆性が向上する。

[0057] また、本実施形態に係る鋼部材は、 $1/4$ 深さ位置での硬さ（ビッカース硬さ（HV））が $310\sim890$ である。このビッカース硬さを有することは、鋼部材の引張強さが $1.0\text{ GPa}\sim3.1\text{ GPa}$ であることに相当し、自動車部品に適用した際に、自動車車体の軽量化や衝突安全性強化に寄与する。硬さと引張強さとの関係は、例えばSAE J 417に記載されている。

[0058] 本実施形態に係る鋼部材は、表層を脱炭して軟質化し、さらに表層から内部に向かって強度傾斜を以下の範囲内に制御することが好ましい。この場合、曲げ性がさらに向上する。その理由として、曲げ変形においては、前述したように曲げ外表面に最大のひずみ、応力がかかり、表面から内部へ割れが進展しようとするが、適正な強度傾斜が存在すると表面におけるひずみの発

達を抑制する効果があるからであると考えられる。

鋼部材において、上記の効果を得るためには、鋼部材の引張強さと関連の大きい $1/4$ 深さ位置でのビッカース硬さに応じて、表面から厚さ方向に 0.1 mm の深さの位置 (0.1 mm 深さ位置) のビッカース硬さを適正な範囲に制御することが好ましい。

具体的には、 0.1 mm 深さ位置のビッカース硬さが $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さの 0.95 倍以下であることが好ましい。

また、 $1/4$ 深さ位置でのビッカース硬さに応じて、上記の硬さ比をさらに制御するとともに、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみを所定の範囲に制御することがより好ましい。

$1/4$ 深さ位置でのビッカース硬さが 700 超、 890 以下 (引張強さが 2.4 GPa 超、 3.1 GPa 以下に相当) の場合に、 0.1 mm 深さ位置でのビッカース硬さが $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さの 0.86 倍以下であり、板厚 1.6 mm の鋼部材を曲げ角 50 度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが 0.260 以下であることが好ましい。

板厚が 1.6 mm 以外の鋼部材の場合は、板厚 1.6 mm の鋼部材を曲げ角 50 度まで変形させた場合と同等の変形となるように曲げ角を調整する。具体的には、以下の式を満たすような曲げ角まで変形させる。

$$\text{曲げ角} = 6 \times (\text{板厚})^2 - 32 \times (\text{板厚}) + 86$$

例えば板厚 1.0 mm の場合は、曲げ角 60 度まで変形させたとき、また板厚 2.3 mm の場合は、曲げ角 44 度まで変形させたときの曲げ外中心の最大主塑性ひずみを評価する。板厚は限定しないが、 $0.6 \sim 4.0\text{ mm}$ が好ましい。

また、 $1/4$ 深さ位置でのビッカース硬さが 530 超、 700 以下 (引張強さ 1.8 GPa 超、 2.4 GPa 以下に相当) の場合に、 0.1 mm 深さ位置でのビッカース硬さが $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さの 0.88 倍以下であり、板厚 1.6 mm の鋼部材を曲げ角 50 度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが 0.280 以下であることが好ましい。

また、 $1/4$ 深さ位置でのビッカース硬さが450超、530以下（引張強さ1.5 GPa超、1.8 GPa以下に相当）の場合に、0.1 mm深さ位置でのビッカース硬さが $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さの0.90倍以下であり、板厚1.6 mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.310以下であることが好ましい。

また、 $1/4$ 深さ位置でのビッカース硬さが310～450（引張強さ1.0～1.5 GPaに相当）の場合に、0.1 mm深さ位置でのビッカース硬さが $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さの0.95倍以下であり、板厚1.6 mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.340以下であることが好ましい。

0.1 mm深さ位置のビッカース硬さは、いずれの場合にも、 $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さの0.70倍以上であることが好ましい。

[0059] 表層のBの濃化度合い（B濃化比： $10\ \mu\text{m}$ の深さまでの範囲における最大B含有量の、 $1/4$ 深さ位置におけるB含有量に対する比）と、脱炭深さについては、GDSを用いて、以下の方法で求めることができる。

鋼部材の幅方向端部から板幅（短手）の $1/4$ の位置において、鋼部材の最表面（表面にスケールを有する場合はスケールの表面、表面に合金層を有する場合は合金層の表面）から板厚方向に向かって、50 nm以下のピッチでGDS（グロー放電発光分析）を行い、B含有量、C含有量及びFe含有量を測定する。測定の結果、Fe含有量が最初に95質量%以上となる位置を、表面とする。

また、GDS分析で得られる、上述した表面から深さ $10\ \mu\text{m}$ の範囲におけるB含有量のうち、最大の値を、最大B含有量とする。ただし、表面に後述するFe-A系合金層を有する場合は、FeとAlとが最初に合計70質量%以上となる位置から、深さ $10\ \mu\text{m}$ の範囲におけるB含有量のうち、最大の値を、最大B含有量とする。表面に後述するFe-Zn系合金層を有する場合は、FeとZnとが最初に合計70質量%以上となる位置から、深さ $10\ \mu\text{m}$ の範囲におけるB含有量のうち、最大の値を、最大B含有量とす

る。Fe-AI系合金層を有する場合とは、GDS分析で得られる、鋼部材表面の合金層領域のAl含有量が25質量%以上となる場合である。またFe-Zn系合金層を有する場合とは、GDS分析で得られる、鋼部材表面の合金層領域のZn含有量が25質量%以上となる場合である。

この最大B含有量と上述する方法で求めた1/4深さ位置のB含有量とから、表層のBの濃化度合いを算出する。

また、同様のGDS分析で得られるC含有量が、最初に上述した1/4深さ位置のC含有量と同等になる位置を、脱炭深さの終端とし、表面からこの終端までの距離を脱炭深さとする。

ただし、上記のGDS測定は、箇所を変えて5回行い、5回の平均値を採用する。

[0060] 1/4深さ位置の硬さ、0.1mm深さ位置の硬さについては、以下の方法で求める。

鋼部材の幅方向端部から幅（短手）の1/4の位置から断面観察用サンプルを採取し、JIS Z 2244-1:2020に準じて、対象とする深さ位置（1/4深さ位置、0.1mm深さ位置）において、ビッカース硬さ測定を行う。試験力は100gfとする。各深さにおいて5回測定を行い、その平均値をその位置の硬さとする。

[0061] 所定の曲げ角度まで変形させたときの、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみは、以下の方法で求める。

表面に強度傾斜を有する鋼部材を、有限要素法を用いてモデル化する。全板厚に対し、表面から50μm、50~100μm、100~250μmの範囲を評価したい鋼部材と同様の硬さを有するように設定する。

またVDA 238-100の曲げ試験を実施する試験治具をモデル化する。規格に従い、例えばパンチ径Rを0.4mm、ロール径を30mmφとし、ロール間距離を2×板厚+0.05とする。

モデル化した鋼部材および試験治具を用いて、所定の曲げ角度まで押し込み（シミュレーション）を行う。所定の曲げ角度における最大主塑性ひずみ

を出力し、曲げ外表層中心（曲げ稜線上の最大主塑性ひずみが最大となる箇所）の最大主塑性ひずみを求める。

有限要素法の解析用ソフトは限定しないが、例えばMSC Software社製のMarcを用いる。メッシュサイズは $5\mu\text{m}$ とし、鋼部材と試験治具との接触部の摩擦係数 μ は0.05とする。

[0062] 本実施形態に係る鋼部材の1/4深さ位置の金属組織（内部組織）は、限定されないが、マルテンサイトを体積分率で80%以上含む組織であることが好ましい。上記の化学組成を有し、マルテンサイトの体積分率を80%以上とすることで、1/4深さ位置のビッカース硬さを310以上（1.0GPa以上の引張強さに相当）とすることができる。好ましくは、体積分率で90%以上がマルテンサイトである。より好ましくは95%以上である。マルテンサイトが100%でもよい。マルテンサイトの体積分率が小さいと、1.0GPa以上の引張強さを得ることが難しくなる。

[0063] 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、いわゆる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。

[0064] 鋼部材の1/4深さ位置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（フレッシュマルテンサイト、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、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 $400\mu\text{m}^2$ 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%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、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 $40000\mu\text{m}^2$ 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。

[0065] (A3) 合金層

本実施形態に係る鋼部材は表面の少なくとも一部(全面でもよい)に合金層を備えていても良い。

合金層はFe-Al系合金層であっても良いし、Fe-Zn系合金層であっても良い。

Fe-Al系合金層とは、FeとAlとを合計で70質量%以上含む合金層であり、Fe-Zn系合金層は、FeとZnとを合計で70質量%以上含む合金層である。

合金層を有することで、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。

合金層の厚みは、5～100 μm であることが好ましい。

[0066] 上述したように、鋼部材の表面に合金層が形成されている場合、各深さ位置の基準となる表面は、合金層を除く部分（母材鋼材）の表面である。

[0067] 合金層の厚みは、厚さ方向の断面を、走査型電子顕微鏡を用いて観察すること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 μm^2 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視野の合金層の厚みを測定し、その平均値を合金層の厚みとする。BSE像（あるいはCOMP像）によって観察すると、合金層と、地鉄（鋼板基材）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、合金層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合金層の厚みとする。

また、合金層の化学組成について、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）を行うことで合金層に含まれるFe、Al、Zn等の含有量を求めることができる。任意の10視野の合金層において計10点の

分析を行い、その平均値を合金層に含まれる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。

[0068] (A4) 鋼部材の形状

[0069] 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1.0GPa（1000MPa）以上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。

[0070] (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。

本実施形態に係る鋼板は、母材鋼板と、前記母材鋼板の表面に形成された鉄スケールとを有する。

本実施形態に係る鋼板は、鉄スケール上（鉄スケールの表面）に、めっき層を有していてもよい。

[0071] (B1) 鋼板の化学組成

本実施形態に係る鋼板が備える母材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。

母材鋼板の化学組成は、例えば、母材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。

[0072] (B2) 鋼板のスケール

本実施形態に係る鋼板が備えるスケールは、クラックを90個/mm²以上の密度で有する。

本実施形態に係る鋼板は、後述するように熱間圧延等で母材鋼板の表面に形成されたスケールのOを活用して母材鋼板の脱炭を行う。脱炭をコイル形状での焼鈍（箱焼鈍）にて行う場合、コイル内ほど板と板とが密着・密閉されるため、脱炭反応であるCOの排出が進まず、コイル長手および幅方向に均一な脱炭が得られない。これに対し、スケールにクラックを導入することにより、COの排出路が形成され、脱炭反応が速やかに、均一に進むようになる。本実施形態に係る鋼板は、上記の効果を得るために、スケールのクラック密度を制御する。

[0073] スケールのクラック密度は、表面のSEM観察によって求めることができる。

鋼板の端部（例えば端部から50mm以内）を避け、15mm角程度のサンプルを採取する。この時、スケールが剥離しないように注意し、必要に応じて15mm角以上のサイズを切り出す。スケールが形成された表面をSEM観察し、BSE像を取得し、切断法を用いてクラック密度を数え上げる。SEM観察はサンプルの端部（例えば端部から2mm以内）を避け、50000μm²以上/1視野となるように、500倍で観察する。BSE像（あるいはCOMP像）によって観察すると、スケールとクラックとでは、明確なコントラストの差が確認される。得られたBSE像（あるいはCOMP像）を縦10分割、横10分割に切断して、切断線に重なるクラックの個数を数え上げ、個数密度へ変換する。任意の10視野を観察し、それぞれの視野のクラック密度の平均値を、スケールのクラック密度とする。

[0074] (B3) 鋼板のめっき層

本実施形態に係る鋼板は表面の一部（全面でもよい）にめっき層（被覆）を備えていても良い。めっき層はAlを主体としたAl系めっき層であっても良いし、Znを主体としたZn系めっき層であっても良い。Al系めっき

層とは、A l を 7 0 質量%以上含むめっき層であり、Z n 系めっき層とは、Z n を 7 0 質量%以上含むめっき層である。

[0075] (B 4) 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。

[0076] (C) 鋼板の製造方法

本実施形態に係る鋼板鋼部材は、製造方法によらず、上記の特徴を有していれば効果を得ることができるが、以下に示す工程を含む製造方法であれば、安定して製造できるので好ましい。

(I) 所定の化学組成を有する鋼片を製造する鋼片製造工程

(I I) 前記鋼片を加熱し、熱間圧延し、熱延鋼板とする熱間圧延工程

(I I I) 前記熱延鋼板を巻き取る巻取工程

(I V) 前記巻取工程後の前記熱延鋼板に軽圧下を行う軽圧下工程

以下、各工程について説明する。以下で説明していない工程や条件は、適宜公知の方法で行うことができる。

[0077] (I) 鋼片製造工程

鋼片製造工程では、上述した本実施形態に係る鋼板の好ましい化学組成を有する、スラブ等の鋼片を製造する。

公知の条件で、所定の化学組成に調整した溶鋼を連続 casting 等によって鋼片とすればよい。

[0078] (I I) 熱間圧延工程

熱間圧延工程では、得られた鋼片を加熱し、熱間圧延することによって、熱延鋼板とする。熱間圧延工程では、鋼板の表面に鉄スケール（熱延スケール）が形成される。

熱間圧延条件は、特に限定されず、要求される鋼板の特性に応じて、公知の条件範囲で適宜設定すればよい。

[0079] (I I I) 巻取工程

巻取工程では、熱延工程で得られた熱延鋼板をコイル状に巻き取る。

巻取温度等の条件は特に限定されない。

[0080] (I V) 軽圧下工程

軽圧下工程では、表面に熱延スケールが形成された熱延鋼板に対し、コイルを巻戻して軽圧下を行う。圧下率が0.2%以上の軽圧下を行うことで、前述したスケールクラックを導入することができる。圧下率の上限は特に限定しないが、10.0%以上圧下するとスケールが剥離することが起こり得るため好ましくない。圧下率は好ましくは5.0%未満、または2.0%未満、1.0%未満である。前述した量のスケールクラックを導入する手段として、軽圧下と共に、または軽圧下に代えて熱延鋼板にショットブラストを行っても良い。

[0081] 上記により、所定の化学組成を有する母材鋼板と、母材鋼板の表面に形成された鉄スケールと、を有し、鉄スケールが、クラックを所定の密度で含む鋼板が得られる。

従来、熱延板への軽圧下を行う場合として、酸洗前に調質圧延を行う場合はあった。しかしながら、その目的は、一般に、酸洗を行いやすくするためである。すなわち、次工程が酸洗工程でない熱延板に軽圧下を行うことは、工程の増加にもつながるため、通常実施されていなかった。

これに対し、本実施形態に係る鋼板の製造方法では、後述するようにスケール除去を行わないで（いわゆる黒皮の状態）熱延板焼鈍に供する鋼板に軽圧下を行う。また、これにより、従来では想定されていなかった効果が得られる。

[0082] (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。

(V) 前記軽圧下工程後の前記熱延鋼板を、焼鈍する熱延板焼鈍工程

(V I) 必要に応じて、前記熱延板焼鈍工程後の前記熱延鋼板を酸洗する酸

洗工程

(V I I) 必要に応じて、前記酸洗工程後の前記熱延鋼板を、冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程

(V I I I) 必要に応じて、前記冷間圧延工程後の前記冷延鋼板を、焼鈍する焼鈍工程

(I X) 必要に応じて、前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板にめっきを施すめっき工程

(X) 前記熱延板焼鈍工程後の前記熱延鋼板、あるいは、前記冷間圧延工程後、前記焼鈍工程後、または前記めっき工程後の前記冷延鋼板に熱処理を行って鋼部材を得る熱処理工程

[0083] (V) 熱延板焼鈍工程

熱延板焼鈍工程では、本実施形態に係る鋼板（表面にクラックが導入された熱延スケールが形成された鋼板）に対し、スケール除去を行わないで（いわゆる黒皮の状態）、コイル状態で箱焼鈍（B A F）を行う。

焼鈍に際しては、焼鈍雰囲気、不活性ガス雰囲気（ N_2 雰囲気、 H_2 雰囲気、等）とし、 $650 \sim 950^\circ C$ で $4 \sim 30$ 時間焼鈍する。

本実施形態では、熱延スケールがついた状態の熱延鋼板に対して焼鈍を行うことで、スケール中の O を脱炭源として脱炭を行う。具体的には、母材鋼板の最表層の C が、スケール中の O と反応して CO ガスとなることで、脱炭が生じる。また、続いて不足した C が母材鋼板の内部から最表層へ供給され、その C が CO ガスとなることで、さらに脱炭反応が進む。

しかしながら、焼鈍温度が $650^\circ C$ 未満である、または焼鈍時間が 4 時間未満であると、十分に脱炭が進まない。一方、焼鈍温度が $950^\circ C$ 超、または焼鈍時間が 30 時間超だと、スケールの還元反応が完了し、その後も鋼板内部から表層への C の供給が続くため、脱炭が浅くなる。

また、コイル状の熱延鋼板を箱焼鈍する場合、コイル内部ほど密閉され CO ガス排出が抑制されるため、コイル長手方向および幅方向に均一な脱炭が得られない。そこで前述したスケールクラックを導入することによって、い

ずれの位置でも、速やかに、かつ均一に脱炭層を得ることができる。熱延板焼鈍工程に供する熱延鋼板は、板厚 9 mm 以下、板幅 2 1 0 0 mm 以下、コイルとしたときの外形 2 0 0 0 mm 以下、コイル 1 個の重量が 3 0 トン以下であることが望ましい。

[0084] (V I) 酸洗工程

酸洗工程では、熱延板焼鈍工程後の熱延鋼板に対し、酸洗を行う。酸洗液は公知な塩酸や硫酸を用いれば良いが、酸洗時にスケールが十分に剥離されない場合は、酸洗前にショットブラストを行い、機械的にスケール剥離を助長させても良い。ショット粒度は例えば # 6 0 を使えば良い。酸洗工程は省略してもよい。

[0085] (V I I) 冷間圧延工程

冷間圧延工程では、酸洗工程後の冷延鋼板に対し、冷間圧延を行う。圧下率は特に限定しないが、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 3 0 % 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 8 0 % 以下とすることが好ましい。冷間圧延工程は省略してもよい。

[0086] (V I I I) 焼鈍工程

焼鈍工程では冷延板に対し、焼鈍を行う。焼鈍雰囲気は加湿によって高露点の湿潤水素雰囲気下で、7 0 0 ~ 9 5 0 °C の温度域で焼鈍を施す。例えば直火バーナーとラジアントチューブの二段加熱炉において、空燃比 0. 9 ~ 1. 2 にて 5 6 0 ~ 6 5 0 °C に加熱し、酸素ポテンシャルが - 1. 5 以上、水素濃度 1 ~ 2 0 質量%、露点が - 1 0 °C ~ + 3 0 °C の雰囲気にて 7 0 0 ~ 9 5 0 °C に加熱する。水素を含む高露点雰囲気にて、3 0 秒以上の間、7 0 0 °C 以上で保持されることが好ましい。

ただし、本焼鈍工程は省略してもよく、上記の条件以外で行ってもよい。

[0087] (I X) めっき工程

めっき工程では、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

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系めっきやZnを含むZn系めっき等が挙げられる。

めっき工程は省略してもよい。

[0088] Al系めっき層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、Ni、Mg、Ti、Zn、Sb、Sn、Cu、Co、In、Bi、Ca、ミッシュメタル等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、焼鈍工程の保持後にめっき浴温近傍の650～750℃に冷却し（すなわち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。

[0089] めっき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、合金化处理、調質圧延等が可能である。合金化处理として、例えば450～800℃に保持することも可能である。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。

[0090] (X) 熱処理工程

熱処理工程では、上記工程を経た、所定の化学組成を有す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曲げ性が低下するので好ましくない。

また、熱処理温度が $A c 3$ 点 ($^{\circ}C$) 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 $A c 3$ 点 + $300^{\circ}C$ 超であると、組織が粗粒化し耐水素脆性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 $\pm 10^{\circ}C$ 以内の範囲で、 $1 \sim 300$ 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 $100 \sim 600^{\circ}C$ 程度の温度範囲での焼戻し処理を行ってもよい。

[0091] $A c 3$ 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 30 mm 、長さ 200 mm 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 $1000^{\circ}C$ まで $10^{\circ}C/\text{秒}$ 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、 $1^{\circ}C/\text{秒}$ から $100^{\circ}C/\text{秒}$ まで、 $10^{\circ}C/\text{秒}$ の間隔（ただし、 $1^{\circ}C/\text{秒}$ の次は $10^{\circ}C/\text{秒}$ とする）で設定する。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、 $A c 3$ 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、鋼部材の $M s$ 点とする。

[0092] ここで、上記一連の熱処理に際して、 $A c 3$ 点 $\sim (A c 3 \text{ 点} + 300)^{\circ}C$ の温度域に加熱後、 $M s$ 点以下まで冷却する間に、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。

[0093] 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ともに含む。

[0094] 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。

[0095] 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

[0096] 表1 A、表1 Bに示す化学組成を有する鋼を溶製し、スラブを得た。

得られたスラブに熱間圧延を施し、厚さ3.2 mm、板幅1000 mmの熱延鋼板とした後、800℃以下の温度で巻き取り、外形1700 mm、重量が14トンの熱延コイルとした。

得られた熱延コイルに表2に記載の圧下率で軽圧下を施した。

[0097]

[表1A]

鋼 No.	化学組成 (mass%) 残部Fe及び不純物														Ca
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Ti	B	Cr	Mo	Ni	Nb	Cu	V
A1	0.12	1.41	2.22	0.041	0.0055	0.010	0.006		0.0054						
A2	0.60	0.33	0.15	0.002	0.0002	0.002	0.002	0.025	0.0023				0.02		
A3	0.45	2.51	0.89	0.011	0.0013	0.003	0.005		0.0012	0.20		0.20		0.45	
A4	0.42	0.51	0.08	0.014	0.0017	0.004	0.005		0.0021		0.18				
A5	0.28	0.28	2.53	0.003	0.0003	0.003	0.003	0.034	0.0005						
A6	0.28	0.28	0.56	0.078	0.0004	0.002	0.004		0.0023		0.22	0.04			
A7	0.30	0.30	0.58	0.006	0.0083	0.003	0.004	0.035	0.0003						
A8	0.29	0.45	0.82	0.007	0.0010	0.015	0.003		0.0033					0.16	
A9	0.31	0.29	0.48	0.011	0.0013	0.004	0.008		0.0034			0.06			
A10	0.14	0.08	2.10	0.018	0.0024	0.005	0.004	0.032	0.0024	0.18					
A11	0.21	0.21	1.32	0.015	0.0018	0.004	0.005	0.032	0.0022	0.21					
A12	0.30	0.21	1.22	0.005	0.0005	0.003	0.004	0.037	0.0020	0.42		0.01	0.05		
A13	0.34	0.39	0.66	0.008	0.0004	0.004	0.003	0.035	0.0026	0.09	0.18	0.08	0.04	0.28	
A14	0.34	0.52	0.62	0.008	0.0007	0.004	0.005	0.024	0.0021	0.38	0.21	0.40	0.05		
A15	0.33	0.22	1.20	0.005	0.0010	0.003	0.003	0.032	0.0022	0.22			0.05		0.02
A16	0.49	0.40	0.28	0.008	0.0004	0.003	0.003	0.030	0.0024	0.11	0.19	0.07	0.03	0.35	
A17	0.48	0.43	0.41	0.006	0.0006	0.003	0.004	0.028	0.0022	0.32	0.21	0.06	0.02		0.005
a1	0.07	0.20	0.26	0.028	0.0044	0.006	0.006		0.0082						
a2	0.82	0.40	1.40	0.011	0.0012	0.005	0.004			0.28		0.01			
a3	0.15	0.15		0.015	0.0019	0.004	0.005								0.006
a4	0.41	0.65	3.44	0.016	0.0020	0.005	0.005	0.046			0.33				
a5	0.38	0.72	1.12	0.017	0.0176	0.005	0.004								

[表1B]

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)		
		Mg	Al	Sn	W	Sb	Zr	Se	Bi	As	Ta	Re	Os	Ir	Tc	Co	REM		Ac3	Ms
A1																		902	421	30
A2																		784	316	10
A3						0.27										0.02		903	323	30
A4														0.13				831	388	30
A5	0.001	0.03		0.52													0.19	791	358	10
A6										0.41								860	423	30
A7							0.34					0.18						818	422	30
A8								0.25										825	417	30
A9												0.21			0.14			816	414	30
A10		0.03																812	435	20
A11		0.04																831	430	20
A12		0.03														0.01		794	386	20
A13		0.04																822	395	20
A14		0.04																826	384	10
A15		0.03	0.01															788	383	20
A16		0.03		0.41														801	337	20
A17																	0.02	809	342	30
a1																		892	529	40
a2									0.55									659	168	10
a3																		848	508	100
a4												0.54						828	268	10
a5	0.006					0.32												814	366	30

[表2]

	鋼板 No.	鋼No.	軽圧下	鋼板
			圧下率	スケールの クラック密度
			(%)	(個/mm ²)
発明例	B1	A1	0.5	124
	B2	A2	0.7	138
	B3	A3	0.4	111
	B4	A4	0.4	114
	B5	A5	0.6	131
	B6	A6	0.6	134
	B7	A7	0.7	136
	B8	A8	0.5	123
	B9	A9	0.5	118
	B10	A10	0.5	120
	B11	A11	0.5	119
	B12	A12	0.5	127
	B13	A13	0.3	102
	B14	A13	0.5	129
	B15	A13	1.0	140
	B16	A14	0.6	126
	B17	A15	0.6	132
	B18	A16	0.3	102
	B19	A16	0.6	130
	B20	A16	1.2	139
	B21	A17	0.5	123
比較例	b1	a1	1.0	143
	b2	a2	0.8	137
	b3	a3	2.6	141
	b4	a4	0.6	130
	b5	a5	0.6	127
	b6	A1	0.0	<u>65</u>
	b7	A2	0.0	<u>52</u>
	b8	A3	0.0	<u>48</u>
	b9	A4	0.0	<u>67</u>
	b10	A5	0.0	<u>60</u>
	b11	A6	0.1	<u>75</u>
	b12	A7	0.1	<u>79</u>
	b13	A8	0.1	<u>82</u>
	b14	A9	0.1	<u>80</u>
	b15	A1	14.5	二

[0100] 得られた軽圧下コイルから所定のサイズの鋼板（ブランク）を切り出し、SEM観察を上述した要領で行い、スケールのクラック密度を評価した。

また、鋼板の 1 / 4 深さ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。

[0101] 表 2 に示す通り、本発明範囲を満足する B 1 ～ B 2 1 は、所定の化学組成の母材鋼板と、所定のクラック密度を有するスケールと、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、あるいはスケールのクラック密度を満足しない結果となった。

[0102] 上記表 2 に示す鋼板に、表 3 A に示す条件で熱延板焼鈍を施した。

また、熱延板焼鈍後の鋼板のうち、一部の鋼板（C 2 ～ C 3 0、c 2 ～ c 1 6）に対し、酸洗、冷延を施し、厚さ 1. 6 mm の冷延鋼板を得た。さらに、冷延鋼板のうちの一部（C 4 ～ C 2 2、C 2 4 ～ C 3 0、c 5 ～ c 1 6）に対し、溶融 A l めっきあるいは溶融 Z n めっきを施した。

熱延板焼鈍後の熱延鋼板、または酸洗、冷間圧延、焼鈍を行った冷延鋼板、または、酸洗、冷間圧延、焼鈍を行い焼鈍の途中（保持後の冷却過程）でめっきを行った冷延鋼板に対し、表 3 A に示す条件で熱処理を施し、鋼部材を得た。めっき鋼板に熱処理を行った鋼部材では、表面に、F e と A l とを合計で 7 0 質量%以上含む F e - A l 系合金層、または、F e と Z n とを合計で 7 0 質量%以上含む F e - Z n 系合金層が、5 ～ 1 0 0 μ m の厚みで形成されていた。

[0103] 得られた鋼部材を切り出し、G D S（グロー放電発光分析）を、上述した要領で行い、B 濃化比、脱炭深さを求めた。また、1 / 4 深さ位置のマルテンサイト体積率を測定した。結果を表 3 B に示す。

[0104] また、得られた鋼部材、被覆鋼部材に対し、以下の方法で、硬さ試験、引張試験、曲げ試験を行い、ビッカース硬さ、引張強さ、曲げ性、耐水素脆性を評価した。結果を表 3 B に示す。

[0105] <ビッカース硬さ>

鋼部材の幅方向端部から幅（短手）の 1 / 4 の位置から断面観察用サンプルを採取し、J I S Z 2 2 4 4 - 1 : 2 0 2 0 に準じて、1 / 4 深さ位置および 0. 1 mm 深さ位置のそれぞれにおいて、ビッカース硬さ測定を行った

。試験力は100gfとした。各深さにおいて5回測定を行い、その平均値をその位置の硬さとした。

[0106] <引張強さ>

引張試験はASTM規格E8の規定に準拠して実施した。鋼部材の均熱部位を1.2mm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E8のハーフサイズ板状試験片（平行部長さ：32mm、平行部板幅：6.25mm）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：5mm、例えば株式会社東京測器研究所製FLAB-5）を貼付け、3mm/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、1000MPa以上の引張強さを有する場合を高強度であると評価した。

[0107] <曲げ性>

鋼部材の均熱部位より、圧延方向に平行に60mm、垂直に30mmの曲げ用試験片を採取し、この試験片に対し、DA238-100の規定に準拠して曲げ試験を実施した。

試験に際しては、曲げパンチを圧延方向と垂直となるように合わせ、最大荷重時の曲げ角度を測定した。

曲げ角度は強度と相関があるため、本実施例においては、引張強さに応じてそれぞれ、引張強さが1500MPa未満では70度、引張強さが1500MPa以上2100MPa未満では55度、2100MPa以上では45度、を超える曲げ角度を有する場合を、従来技術より曲げ性に優れると評価した。

[0108] <耐水素脆性>

耐水素脆性は、試験片に対し4点曲げ試験を行い、割れが発生しない限界まで試験片中に吸蔵可能な水素量 H_c により評価した。具体的には、試験片として、評価対象の鋼部材の端部を避けて、幅8mm、長さ68mmの短冊状の試験片を切り出した。そして、試験片の表面の幅方向および長さ方向の

中心に引張試験と同様のひずみゲージ（ゲージ長：5 mm、例えば株式会社東京測器研究所製FLAB-5）を貼付けた後、評価対象の鋼部材に対する上述の引張試験により測定された引張強さの3/5相当のひずみまで、4点支持の治具で試験片の長手方向に沿って曲げた。治具としては、内ピン（内側の2つ加力点）の間隔が10 mm、外ピン（外側の2つ支点）の間隔が60 mmのものをを用いた。

吸蔵させた水素量（水素吸蔵量）が異なる複数の試験片について、割れ発生の有無を観察し、割れが発生しない最大（限界）の水素量 H_c （mass ppm）を求めた。Fe-AI系被覆を有する鋼部材の場合は、熱処理工程における炉内露点を変更することにより水素吸蔵量を変化させ、4点曲げ試験から72時間以内に割れが発生したか否かを観察した。また、被覆なしの鋼部材、又はFe-Zn系被覆を有する鋼部材の場合は、複数の試験片について、4点曲げ試験後に、それぞれ濃度が異なるチオシアン酸アンモニウム液に浸漬させて水素を吸蔵させ、浸漬後72時間以内に割れが発生したか否かを観察した。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、水素量 H_c が、引張強さ1500～2000 MPa未満の鋼部材については0.7 mass ppm以上、引張強さ2000～2500 MPa未満の鋼部材については0.5 mass ppm以上、引張強さ2500 MPa以上の鋼部材については0.3 mass ppm以上である場合に、耐水素脆性に優れると評価した。

[0109] また、上述の要領で、有限要素法を用いて、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみを求めた。

[0110]

[表3A]

符号	銅板		熱延板焼鈍			焼鈍				熱処理							
	銅 No.	銅板 No.	スケール クラック密度 (個/mm ²)	雰囲気	焼鈍 温度 (°C)	保持 時間 (hr)	雰囲気 ホテンシヤル	雰囲気 酸素濃度 (質量%)	雰囲気 露点 (°C)	焼鈍 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	昇温 速度 (°C/s)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	
発明例	C1	A1	B1	—	700	10	—	—	—	—	—	3	920	30	50	50	
	C2	A2	B2	窒素	700	10	—	—	—	—	—	3	920	30	50	50	
	C3	A3	B3	窒素	700	10	—	—	—	—	—	3	920	30	50	50	
	C4	A4	B4	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	
	C5	A5	B5	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	
	C6	A6	B6	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	10	50	50	
	C7	A7	B7	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	10	50	50	
	C8	A8	B8	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	10	50	50	
	C9	A9	B9	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	10	50	50	
	C10	A10	B10	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	120	50	50	
	C11	A11	B11	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	120	50	50	
	C12	A12	B12	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	120	50	50	
	C13	A13	B13	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C14	A13	B14	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C15	A13	B15	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C16	A13	B15	窒素	700	10	-1.22	10	0	770	60	3	920	90	50	50	
	C17	A14	B16	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C18	A15	B17	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C19	A16	B18	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C20	A16	B19	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
比較例	C21	A16	B20	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C22	A16	B20	窒素	700	10	-1.22	10	0	770	60	3	920	90	50	50	
	C23	A17	B21	窒素	700	10	—	—	—	—	—	3	920	90	50	50	
	C24	A13	B15	窒素	670	25	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C25	A13	B15	窒素	890	6	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C26	A16	B20	窒素	670	25	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C27	A16	B20	窒素	890	6	-3.71	10	-50	770	15	3	920	90	50	50	
	C28	A13	B15	窒素	700	10	-1.22	20	10	770	60	3	920	90	50	50	
	C29	A13	B15	窒素	700	10	-0.70	3	0	740	60	3	920	90	50	50	
	C30	A13	B15	窒素	700	10	-1.07	3	-10	820	30	3	920	90	50	50	
	c1	a1	b1	窒素	700	10	—	—	—	—	—	—	3	920	5	50	50
	c2	a2	b2	窒素	700	10	—	—	—	—	—	—	3	920	5	50	50
	c3	a3	b3	窒素	700	10	—	—	—	—	—	—	3	920	5	50	50
	c4	a4	b4	窒素	700	10	—	—	—	—	—	—	3	920	5	50	50
	c5	a5	b5	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	240	50	50	50
	c6	A1	b6	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	50
c7	A2	b7	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	50	
c8	A3	b8	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	50	
c9	A4	b9	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	50	
c10	A5	b10	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	50	
c11	A6	b11	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	0	50	50	50	
c12	A7	b12	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	0	50	50	50	
c13	A8	b13	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	0	50	50	50	
c14	A9	b14	水素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	0	50	50	50	
c15	A1	b15	窒素	700	10	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	50	
c16	A2	b7	窒素	—	—	—	-3.71	10	-50	770	15	3	920	30	50	50	

[0111]

[表3B]

符号	鋼部材										Hc (mass ppm)
	表層最大B 含有量 (%)	B濃化 比	脱炭 深さ (μm)	合金層 (被覆)	1/4深さ位置 マルテンサイト 体積率(%)	曲げ外表面 中心の最大 主歪みひずみ	0.1mm 深さ位置 硬さ(HV)	1/4 深さ位置 硬さ(HV)	0.1mm深さ位置 硬さ/1/4深さ 位置硬さ	引張 強さ (MPa)	曲げ 角 ($^{\circ}$)
C1	0.0432	8	132	-	100	0.337	352	403	0.87	1344	112
C2	0.0207	9	149	-	90	0.249	695	862	0.81	2993	49
C3	0.0084	7	110	-	95	0.251	612	765	0.80	2635	54
C4	0.0252	12	64	Fe-Al	98	0.275	588	692	0.85	2382	64
C5	0.0070	14	85	Fe-Al	94	0.276	511	597	0.86	2035	64
C6	0.0322	14	82	Fe-Al	98	0.275	461	539	0.86	1831	70
C7	0.0039	13	83	Fe-Al	97	0.275	480	564	0.85	1908	67
C8	0.0429	13	75	Fe-Zn	97	0.275	479	559	0.86	1903	70
C9	0.0442	13	91	Fe-Zn	96	0.276	492	573	0.86	1948	72
C10	0.0312	13	72	Fe-Al	98	0.329	379	416	0.91	1380	109
C11	0.0264	12	70	Fe-Al	96	0.302	418	476	0.88	1609	95
C12	0.0280	14	77	Fe-Al	98	0.273	498	581	0.86	1971	74
C13	0.0312	12	70	Fe-Al	99	0.270	528	614	0.86	2094	66
C14	0.0338	13	138	Fe-Al	99	0.268	512	610	0.84	2085	80
C15	0.0390	15	151	Fe-Al	99	0.266	504	607	0.83	2072	90
C16	0.0390	15	178	Fe-Al	99	0.265	495	607	0.82	2066	93
C17	0.0252	12	81	Fe-Al	99	0.272	526	613	0.86	2080	69
C18	0.0308	14	86	Fe-Zn	100	0.270	520	617	0.84	2100	71
C19	0.0264	11	72	Fe-Al	96	0.254	642	779	0.82	2671	50
C20	0.0288	12	140	Fe-Al	96	0.253	623	767	0.81	2620	57
C21	0.0336	14	150	Fe-Al	96	0.253	613	754	0.81	2598	66
C22	0.0336	14	172	Fe-Al	96	0.252	597	754	0.79	2581	70
C23	0.0154	7	250	-	95	0.251	575	770	0.75	2652	60
C24	0.0340	13	139	Fe-Al	99	0.268	515	609	0.85	2086	81
C25	0.0364	14	143	Fe-Al	99	0.267	510	609	0.84	2084	83
C26	0.0288	12	141	Fe-Al	96	0.253	622	760	0.82	2609	59
C27	0.0314	13	143	Fe-Al	96	0.263	620	760	0.82	2608	60
C28	0.0390	15	178	Fe-Al	99	0.265	495	607	0.82	2066	93
C29	0.0390	15	180	Fe-Al	99	0.265	495	607	0.82	2066	93
C30	0.0390	15	175	Fe-Al	99	0.265	497	607	0.82	2070	92
c1	0.0738	9	150	-	100	0.373	82	263	0.31	834	125
c2	-	-	142	-	89	0.256	780	926	0.84	3221	32
c3	-	-	151	-	48	0.378	70	225	0.31	698	125
c4	-	-	139	-	94	0.251	633	780	0.81	2697	39
c5	-	-	70	Fe-Al	99	0.277	582	674	0.86	2315	42
c6	0.0108	2	10	Fe-Al	100	0.348	400	402	1.00	1334	62
c7	0.0046	2	3	Fe-Al	90	0.271	860	862	1.00	2993	15
c8	0.0012	1	0	Fe-Al	95	0.273	763	763	1.00	2638	21
c9	0.0021	1	4	Fe-Zn	98	0.295	690	693	1.00	2384	28
c10	0.0005	1	4	Fe-Zn	94	0.297	590	596	0.99	2040	39
c11	0.0046	2	8	Fe-Zn	98	0.288	530	539	0.98	1830	44
c12	0.0003	1	8	Fe-Zn	97	0.289	555	561	0.99	1908	40
c13	0.0066	2	10	Fe-Zn	97	0.292	558	560	1.00	1905	40
c14	0.0034	1	8	Fe-Zn	96	0.291	560	570	0.98	1939	41
c15	0.0054	1	0	Fe-Al	100	0.350	400	402	1.00	1336	60
c16	0.0023	1	0	Fe-Al	90	0.273	862	862	1.00	2993	15

[0112] 表1～表3Bに示すとおり、本発明範囲を満足する発明例C1～C30は、組織、特性ともに良好な結果であり、高強度かつ曲げ性及び耐水素脆性に優れていた。一方、本発明範囲を満足していない比較例c1～c16は、化学組成、組織の形成が不十分であり、強度、曲げ性、耐水素脆性の少なくとも一つが劣っていた。

産業上の利用可能性

[0113] 本発明によれば、衝突特性に優れる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。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10 ~ 0.70%、

Si : 3.00%以下、

Mn : 0.01 ~ 3.00%、

P : 0.100%以下、

S : 0.0100%以下、

N : 0.020%以下、

O : 0.010%以下、

B : 0.0002 ~ 0.0200%、

Ti : 0 ~ 0.200%、

Cr : 0 ~ 1.00%、

Mo : 0 ~ 1.00%、

Ni : 0 ~ 2.00%、

Nb : 0 ~ 0.10%、

Cu : 0 ~ 2.00%、

V : 0 ~ 1.00%、

Ca : 0 ~ 0.020%、

Mg : 0 ~ 0.020%、

Al : 0 ~ 1.00%、

Sn : 0 ~ 1.00%、

W : 0 ~ 2.00%、

Sb : 0 ~ 1.00%、

Zr : 0 ~ 1.00%、

Se : 0 ~ 1.00%、

Bi : 0 ~ 1.00%、

As : 0 ~ 1.00%、

Ta : 0 ~ 1.00%、

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、

表面から厚さ方向に厚さの $1/4$ の深さの位置を $1/4$ 深さ位置としたとき、

前記表面から前記厚さ方向に $10\ \mu\text{m}$ の深さまでの範囲における最大 B 含有量が、前記 $1/4$ 深さ位置における B 含有量の 5 倍以上であり、

前記表面から前記厚さ方向に G D S を用いて C 含有量を測定し、前記表面から、最初に C 含有量が前記 $1/4$ 深さ位置の C 含有量となる位置までの距離を、脱炭深さとしたとき、前記脱炭深さが $20\ \mu\text{m}$ 以上であり、

前記 $1/4$ 深さ位置のビッカース硬さが $310 \sim 890$ である、ことを特徴とする鋼部材。

[請求項2] 前記表面から前記厚さ方向に $0.1\ \text{mm}$ の深さの位置を $0.1\ \text{mm}$ 深さ位置としたとき、前記 $0.1\ \text{mm}$ 深さ位置のビッカース硬さが前記 $1/4$ 深さ位置の前記ビッカース硬さの 0.95 倍以下である、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 $1/4$ 深さ位置の前記ビッカース硬さが、 $310 \sim 450$ であり、

板厚 $1.6\ \text{mm}$ の鋼部材を曲げ角 50 度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが 0.340 以下である、ことを特徴とする請求項 2 に記載の鋼部材。

- [請求項4] 前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さが、450超、530以下であり、前記0.1mm深さ位置のビッカース硬さが前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さの0.90倍以下であり、
- 板厚1.6mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.310以下である、
- ことを特徴とする請求項2に記載の鋼部材。
- [請求項5] 前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さが、530超、700以下であり、前記0.1mm深さ位置のビッカース硬さが前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さの0.88倍以下であり、
- 板厚1.6mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.280以下である、
- ことを特徴とする、請求項2に記載の鋼部材。
- [請求項6] 前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さが、700超、890以下であり、前記0.1mm深さ位置のビッカース硬さが前記1／4深さ位置の前記ビッカース硬さの0.86倍以下であり、
- 板厚1.6mmの鋼部材を曲げ角50度まで変形させたとき、曲げ外表層中心の最大主塑性ひずみが0.260以下である、
- ことを特徴とする、請求項2に記載の鋼部材。
- [請求項7] さらに、前記表面に合金層を有する、
- ことを特徴とする請求項1～6のいずれか一項に記載の鋼部材。
- [請求項8] 前記合金層が、Fe-Al系合金層である、
- ことを特徴とする請求項7に記載の鋼部材。
- [請求項9] 前記合金層が、Fe-Zn系合金層である、
- ことを特徴とする請求項7に記載の鋼部材。
- [請求項10] 母材鋼板と、
- 前記母材鋼板の表面に形成された鉄スケールと、
- を有し、
- 前記母材鋼板が、質量%で、

C : 0.10 ~ 0.70%、
S i : 3.00%以下、
M n : 0.01 ~ 3.00%、
P : 0.100%以下、
S : 0.0100%以下、
N : 0.020%以下、
O : 0.010%以下、
B : 0.0002 ~ 0.0200%、
T i : 0 ~ 0.200%、
C r : 0 ~ 1.00%、
M o : 0 ~ 1.00%、
N i : 0 ~ 2.00%、
N b : 0 ~ 0.10%、
C u : 0 ~ 2.00%、
V : 0 ~ 1.00%、
C a : 0 ~ 0.020%、
M g : 0 ~ 0.020%、
A l : 0 ~ 1.00%、
S n : 0 ~ 1.00%、
W : 0 ~ 2.00%、
S b : 0 ~ 1.00%、
Z r : 0 ~ 1.00%、
S e : 0 ~ 1.00%、
B i : 0 ~ 1.00%、
A s : 0 ~ 1.00%、
T a : 0 ~ 1.00%、
R e : 0 ~ 1.00%、
O s : 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、

前記鉄スケールが、クラックを 90 個 / mm² 以上の密度で含む、
ことを特徴とする鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/013175

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 9/00(2006.01)i; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C22C 38/00**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i; **C21D 1/18**(2006.01)i
 FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301S; C22C38/00 301W; C22C38/60; C21D9/46 T; C21D9/46 G; C21D9/00 A;
 C21D1/18 C; C22C38/00 301A

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)

C21D9/00; C21D9/46; C22C38/00-38/60; C21D1/18

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 2021/117989 A1 (HYUNDAI STEEL COMPANY) 17 June 2021 (2021-06-17) paragraphs [0131]-[0153]	10
Y		10
A		1-9
Y	JP 2011-202231 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 13 October 2011 (2011-10-13) paragraphs [0002]-[0005]	10
Y	JP 2014-136824 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 28 July 2014 (2014-07-28) paragraphs [0002]-[0003]	10
A	JP 2004-346416 A (KOBELITE LTD) 09 December 2004 (2004-12-09) entire text	10
A	JP 2013-237101 A (KOBELITE LTD) 28 November 2013 (2013-11-28) entire text	10

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 “E” earlier application or patent but published on or after the international filing date
 “L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 “O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 “P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 “X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 “Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 “&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

24 May 2023

Date of mailing of the international search report

06 June 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

International application No.

PCT/JP2023/013175**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2011-236483 A (SUMITOMO METAL IND LTD) 24 November 2011 (2011-11-24) entire text	10
A	JP 2006-161064 A (SUMITOMO METAL IND LTD) 22 June 2006 (2006-06-22) entire text	1-10
A	WO 2021/255858 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 23 December 2021 (2021-12-23) entire text	1-10
A	WO 2021/019947 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 04 February 2021 (2021-02-04) entire text	1-10
A	JP 2012-514133 A (POSCO) 21 June 2012 (2012-06-21) entire text	1-10
A	JP 2021-155790 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 07 October 2021 (2021-10-07) entire text	1-10

Box No. III Observations where unity of invention is lacking (Continuation of item 3 of first sheet)

This International Searching Authority found multiple inventions in this international application, as follows:

The common matter between the inventions in claims 1-9 and the invention in claim 10 is only a component composition. However, the component composition is disclosed in WO 2021/117989 A1 or the like and thus is not a special technical feature. Thus, the number of inventions included in claims is two as below.

The invention in claims 1-9 satisfies all matters specifying claim 1, and are thus classified as invention 1.

The invention in claim 10 does not have any specific matters of claim 1 other than the component composition and is thus classified as invention 2.

1. ☐ As all required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers all searchable claims.
2. ☒ As all searchable claims could be searched without effort justifying additional fees, this Authority did not invite payment of additional fees.
3. ☐ As only some of the required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers only those claims for which fees were paid, specifically claims Nos.:
4. ☐ No required additional search fees were timely paid by the applicant. Consequently, this international search report is restricted to the invention first mentioned in the claims; it is covered by claims Nos.:

Remark on Protest

- ☐ The additional search fees were accompanied by the applicant's protest and, where applicable, the payment of a protest fee.
- ☐ The additional search fees were accompanied by the applicant's protest but the applicable protest fee was not paid within the time limit specified in the invitation.
- ☐ No protest accompanied the payment of additional search fees.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/013175

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2021/117989	A1	17 June 2021	US 2022/0205059 A1 paragraphs [0110]-[0121] JP 2022-531275 A CN 113825854 A KR 10-2250333 B1	
JP	2011-202231	A	13 October 2011	(Family: none)	
JP	2014-136824	A	28 July 2014	(Family: none)	
JP	2004-346416	A	09 December 2004	(Family: none)	
JP	2013-237101	A	28 November 2013	(Family: none)	
JP	2011-236483	A	24 November 2011	(Family: none)	
JP	2006-161064	A	22 June 2006	(Family: none)	
WO	2021/255858	A1	23 December 2021	(Family: none)	
WO	2021/019947	A1	04 February 2021	US 2022/0251676 A1 entire text EP 4006190 A1 CN 114008234 A KR 10-2022-0013405 A	
JP	2012-514133	A	21 June 2012	US 2011/0247734 A1 entire text WO 2010/074544 A2 EP 2376666 A2 KR 10-2010-0076336 A CN 102264935 A	
JP	2021-155790	A	07 October 2021	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C21D 1/18(2006.01)i FI: C22C38/00 301Z; C22C38/00 301S; C22C38/00 301W; C22C38/60; C21D9/46 T; C21D9/46 G; C21D9/00 A; C21D1/18 G; C22C38/00 301A																										
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）） C21D9/00; C21D9/46; C22C38/00-38/60; C21D1/18 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 <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> 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）			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																									
C. 関連すると認められる文献 <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X</td> <td>WO 2021/117989 A1 (HYUNDAI STEEL COMPANY) 17.06.2021 (2021-06-17) 段落131-153</td> <td>10</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td></td> <td>10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td></td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>JP 2011-202231 A (日新製鋼株式会社) 13.10.2011 (2011-10-13) 段落0002-0005</td> <td>10</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>JP 2014-136824 A (日新製鋼株式会社) 28.07.2014 (2014-07-28) 段落0002-0003</td> <td>10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2004-346416 A (株式会社神戸製鋼所) 09.12.2004 (2004-12-09) 全文</td> <td>10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2013-237101 A (株式会社神戸製鋼所) 28.11.2013 (2013-11-28) 全文</td> <td>10</td> </tr> </tbody> </table> ☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。 * 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的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			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 2021/117989 A1 (HYUNDAI STEEL COMPANY) 17.06.2021 (2021-06-17) 段落131-153	10	Y		10	A		1-9	Y	JP 2011-202231 A (日新製鋼株式会社) 13.10.2011 (2011-10-13) 段落0002-0005	10	Y	JP 2014-136824 A (日新製鋼株式会社) 28.07.2014 (2014-07-28) 段落0002-0003	10	A	JP 2004-346416 A (株式会社神戸製鋼所) 09.12.2004 (2004-12-09) 全文	10	A	JP 2013-237101 A (株式会社神戸製鋼所) 28.11.2013 (2013-11-28) 全文	10
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 2021/117989 A1 (HYUNDAI STEEL COMPANY) 17.06.2021 (2021-06-17) 段落131-153	10																								
Y		10																								
A		1-9																								
Y	JP 2011-202231 A (日新製鋼株式会社) 13.10.2011 (2011-10-13) 段落0002-0005	10																								
Y	JP 2014-136824 A (日新製鋼株式会社) 28.07.2014 (2014-07-28) 段落0002-0003	10																								
A	JP 2004-346416 A (株式会社神戸製鋼所) 09.12.2004 (2004-12-09) 全文	10																								
A	JP 2013-237101 A (株式会社神戸製鋼所) 28.11.2013 (2013-11-28) 全文	10																								
国際調査を完了した日 24.05.2023		国際調査報告の発送日 06.06.2023																								
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） 河口 展明 4K 3770 電話番号 03-3581-1101 内線 3435																								

C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2011-236483 A (住友金属工業株式会社) 24.11.2011 (2011 - 11 - 24) 全文	10
A	JP 2006-161064 A (住友金属工業株式会社) 22.06.2006 (2006 - 06 - 22) 全文	1-10
A	WO 2021/255858 A1 (日本製鉄株式会社) 23.12.2021 (2021 - 12 - 23) 全文	1-10
A	WO 2021/019947 A1 (J F E スチール株式会社) 04.02.2021 (2021 - 02 - 04) 全文	1-10
A	JP 2012-514133 A (ポスコ) 21.06.2012 (2012 - 06 - 21) 全文	1-10
A	JP 2021-155790 A (日本製鉄株式会社) 07.10.2021 (2021 - 10 - 07) 全文	1-10

第Ⅲ欄 発明の単一性が欠如しているときの意見（第1ページの3の続き）

次に述べるようにこの国際出願に二以上の発明があるとこの国際調査機関は認めた。

請求項1－9と、請求項10に係る発明に共通の事項は、成分組成のみである。しかしながら、この点は、W0 2021/117989 A1等に開示されているから、特別な技術的特徴ではない。したがって、請求の範囲に含まれる発明の数は、以下の2つである。

請求項1－9に係る発明は、請求項1の特定事項を全て満たすから発明1に区分する。

請求項10に係る発明は、成分組成以外、なんら請求項1の特定事項を有しないから、発明2に区分する。

1. ☐ 出願人が必要な追加調査手数料をすべて期間内に納付したので、この国際調査報告は、すべての調査可能な請求項について作成した。
2. ☒ 追加調査手数料を要求するまでもなく、すべての調査可能な請求項について調査することができたので、追加調査手数料の納付を求めなかった。
3. ☐ 出願人が必要な追加調査手数料を一部のみしか期間内に納付しなかったので、この国際調査報告は、手数料の納付のあった次の請求項のみについて作成した。
4. ☐ 出願人が必要な追加調査手数料を期間内に納付しなかったので、この国際調査報告は、請求の範囲の最初に記載されている発明に係る次の請求項について作成した。

追加調査手数料の異議の
申立てに関する注意

- ☐ 追加調査手数料及び、該当する場合には、異議申立手数料の納付と共に、出願人から異議申立てがあった。
- ☐ 追加調査手数料の納付と共に出願人から異議申立てがあったが、異議申立手数料が納付命令書に示した期間内に支払われなかった。
- ☐ 追加調査手数料の納付はあったが、異議申立てはなかった。

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/JP2023/013175

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO	2021/117989	A1	17.06.2021	US 2022/0205059 A1 段落 0 1 1 0 - 0 1 2 1 JP 2022-531275 A CN 113825854 A KR 10-2250333 B1	
JP	2011-202231	A	13.10.2011	(ファミリーなし)	
JP	2014-136824	A	28.07.2014	(ファミリーなし)	
JP	2004-346416	A	09.12.2004	(ファミリーなし)	
JP	2013-237101	A	28.11.2013	(ファミリーなし)	
JP	2011-236483	A	24.11.2011	(ファミリーなし)	
JP	2006-161064	A	22.06.2006	(ファミリーなし)	
WO	2021/255858	A1	23.12.2021	(ファミリーなし)	
WO	2021/019947	A1	04.02.2021	US 2022/0251676 A1 全文 EP 4006190 A1 CN 114008234 A KR 10-2022-0013405 A	
JP	2012-514133	A	21.06.2012	US 2011/0247734 A1 全文 WO 2010/074544 A2 EP 2376666 A2 KR 10-2010-0076336 A CN 102264935 A	
JP	2021-155790	A	07.10.2021	(ファミリーなし)	