(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016 年 10 月 13 日(13.10.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/163469 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/061426

(22) 国際出願日: 2016 年 4 月 7 日(07.04.2016)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2015-079388 2015 年 4 月 8 日(08.04.2015) JP
特願 2015-079391 2015 年 4 月 8 日(08.04.2015) JP
特願 2015-141645 2015 年 7 月 15 日(15.07.2015) JP
特願 2015-141648 2015 年 7 月 15 日(15.07.2015) JP

(71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 諏訪 嘉宏(SUWA, Yoshihiro); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 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 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 東 昌史(AZUMA, Masafumi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 匹田 和夫(HIKIDA, Kazuo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 特許業務法人ブライタス(BRIGHTAS IP ATTORNEYS); 〒5300057 大阪府大阪市北区曽根崎２丁目５番１０号 Osaka (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: HEAT-TREATED STEEL SHEET MEMBER, AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称 : 熱処理鋼板部材およびその製造方法

(57) **Abstract**: This heat-treated steel sheet member has a chemical composition which includes, expressed in mass%, 0.05-0.50% of C, 0.50-5.0% of Si, 1.5-4.0% of Mn, not more than 0.05% of P, not more than 0.05% of S, not more than 0.01% of N, 0.01-0.10% of Ti, 0.0005-0.010% of B, 0-1.0% of Cr, 0-2.0% of Ni, 0-1.0% of Cu, 0-1.0% of Mo, 0-1.0% of V, 0-0.01% of Ca, 0-1.0% of Al, 0-1.0% of Nb, and 0-0.1% of REM, the remainder being Fe and impurities. The heat-treated steel sheet member has a metallographic structure which mainly consists of martensite, and which has a retained austenite volume fraction of 0.2-1.0%. The number density of carbides present in the steel sheet member which have a circle equivalent diameter of at least 0.1 μm is not more than 4.0×10^3 per mm^2. The heat-treated steel sheet member has a tensile strength of at least 1.4 GPa, and a yield ratio of at least 0.65.

(57) 要約: 化学組成が、質量%で、C：0.05～0.50%、Si：0.50～5.0%、Mn：1.5～4.0%、P：0.05%以下、S：0.05%以下、N：0.01%以下、Ti：0.01～0.10%、B：0.0005～0.010%、Cr：0～1.0%、Ni：0～2.0%、Cu：0～1.0%、Mo：0～1.0%、V：0～1.0%、Ca：0～0.01%、Al：0～1.0%、Nb：0～1.0%、REM：0～0.1%、残部：Feおよび不純物であり、マルテンサイトを主体とし、かつ、残留オーステナイトの体積率が 0.2～1.0%である金属組織を有し、前記鋼板部材中に存在する円相当直径が 0.1μm 以上の炭化物の数密度が 4.0×10^3 個/mm^2 以下であり、引張強度が 1.4GPa 以上であり、降伏比が 0.65 以上である、熱処理鋼板部材。

WO 2016/163469 A1

明　細　書

発明の名称 ： 熱処理鋼板部材およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、熱処理鋼板部材およびその製造方法に関する。

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を両立させるため、高い引張強度を有する高強度鋼板の適用が拡大している。しかし、高強度化に伴い鋼板のプレス成形性が低下するため、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。具体的には、高強度化に伴う鋼板の延性低下により、高加工部位の破断という問題が生じている。また、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以上の引張強度を有する鋼板を、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。なお、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。

[0003] そこで近年、例えば、特許文献１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。この技術では、材料を加熱してから成形するため、成形時には、鋼材が軟質で良好な成形性を有する。これにより、高強度の鋼材であっても、複雑な形状に精度よく成形することができる。また、プレス金型によって成形と同時に焼入れを行うので、成形後の鋼材は十分な強度を有する。

[0004] また、特許文献２には、安定した強度と靭性を併せ持つ熱間成形部材と、それを作製する熱間成形法が開示されている。特許文献３には、プレス、曲げおよびロール成形などの成形性が良好で、焼き入れ後に高い引張強度を付

与することのできる成形性および焼き入れ性に優れた熱延鋼板、および冷延鋼板が開示されている。特許文献４には、強度と成形性を両立した超高強度鋼板を得ることを目的とした技術が開示されている。

[0005] さらに、特許文献５には、高強度化された高い降伏比と高い強度とを併せ持つ高強度鋼材において、同一鋼種であっても各種強度レベルの材料を作り分けることができる鋼種およびその製造方法が開示されている。特許文献６には、成形性と、断面成形加工後の耐ねじり疲労特性に優れた薄肉高強度溶接鋼管を得ることを目的とした、鋼管の製造方法が開示されている。特許文献７には、金属板材を加熱して成形する熱間プレス成形装置において、金型及び成形品の冷却を促進して短時間で強度及び寸法精度に優れたプレス製品を得ることが可能な熱間プレス成形装置及び熱間プレス成型方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２００２－１０２９８０号公報

特許文献2：特開２００４－３５３０２６号公報

特許文献3：特開２００２－１８０１８６号公報

特許文献4：特開２００９－２０３５４９号公報

特許文献5：特開２００７－２９１４６４号公報

特許文献6：特開２０１０－２４２１６４号公報

特許文献7：特開２００５－１６９３９４号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 上記ホットスタンプのような熱間成形技術は、成形性を確保しつつ部材を高強度化することのできる優れた成形方法であるが、８００～１０００℃といった高温に加熱することが必要なため、鋼板表面が酸化するという問題が生じる。その際に生じる鉄酸化物からなるスケールがプレス時に脱落して金

型に付着すると生産性が低下する。また、プレス後の製品にスケールが残存すると外観が不良となるという問題がある。

[0008] しかも、鋼板表面にスケールが残存すると、次工程で塗装する場合に鋼板と塗膜との密着性が劣化し、耐食性の低下を招く。そこでプレス成形後は、ショットブラスト等のスケール除去処理が必要となる。したがって、生成するスケールに要求される特性としては、プレス時には剥離脱落して金型汚染を引き起こすことなく、ショットブラスト処理時には容易に剥離除去されやすいことである。

[0009] また、前述のように、自動車用鋼板には衝突安全性も要求される。自動車の衝突安全性は、鋼板の引張強度だけでなく、降伏強度および靭性にも依存する。例えば、バンパーレインフォースおよびセンターピラー等においては、塑性変形が極力抑制され、たとえ変形しても早期に破断しないことが求められる。したがって、衝突安全性を向上させるためには、材料強度だけでなく、引張強度に相応した降伏強度および靭性を得ることが重要である。

[0010] 上記の従来の技術においては、適切なスケール特性および優れた耐衝突特性を得ることについて、十分な検討がなされておらず、改良の余地が残されている。

[0011] 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、良好なスケール特性を有するとともに、高い降伏強度を有し、かつ、靭性に優れた熱処理鋼板部材を提供することを目的とする。なお、特に熱間成形された鋼板部材は、多くの場合、平板ではなく成形体であるが、本発明では、成形体である場合も含めて「熱処理鋼板部材」という。また、熱処理鋼板部材の熱処理前の素材となる鋼板を「熱処理用鋼板」ともいう。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明は、上記課題を解決するためになされたものであり、下記の熱処理鋼板部材およびその製造方法を要旨とする。

[0013] （１）化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０５～０．５０％、

Ｓｉ：０．５０～５．０％、

Ｍｎ：１．５～４．０％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ｎ：０．０１％以下、

Ｔｉ：０．０１～０．１０％、

Ｂ：０．０００５～０．０１０％、

Ｃｒ：０～１．０％、

Ｎｉ：０～２．０％、

Ｃｕ：０～１．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｖ：０～１．０％、

Ｃａ：０～０．０１％、

Ａｌ：０～１．０％、

Ｎｂ：０～１．０％、

ＲＥＭ：０～０．１％、

残部：Ｆｅおよび不純物であり、

マルテンサイトを主体とし、かつ、残留オーステナイトの体積率が０．２～１．０％である金属組織を有し、

前記鋼板部材中に存在する円相当直径が０．１μｍ以上の残留炭化物の数密度が４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下であり、

引張強度が１．４ＧＰａ以上であり、降伏比が０．６５以上である、

熱処理鋼板部材。

[0014] （２）前記化学組成が、質量％で、

Ｃｒ：０．０１～１．０％、

Ｎｉ：０．１～２．０％、

Ｃｕ：０．１～１．０％、

Ｍｏ：０．１～１．０％、

Ｖ：０．１～１．０％、

Ｃａ：０．００１～０．０１％、

Ａｌ：０．０１～１．０％

Ｎｂ：０．０１～１．０％、および

ＲＥＭ：０．００１～０．１％、

から選択される１種以上を含有する、

上記（１）に記載の熱処理鋼板部材。

[0015] （３）下記（ｉ）式で表されるＭｎ偏析度αが１．６以下である、

上記（１）または（２）に記載の熱処理鋼板部材。

α＝［板厚中心部での最大Ｍｎ濃度（質量％）］／［表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度（質量％）］　　・・・（ｉ）

[0016] （４）ＪＩＳ　Ｇ　０５５５（２００３）で規定される鋼の清浄度の値が０．１０％以下である、

上記（１）から（３）までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材。

[0017] （５）質量％で、

Ｃ：０．０５～０．５０％、

Ｓｉ：０．５０～５．０％、

Ｍｎ：１．５～４．０％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ｎ：０．０１％以下、

Ｔｉ：０．０１～０．１０％、

Ｂ：０．０００５～０．０１０％、

Ｃｒ：０～１．０％、

Ｎｉ：０～２．０％、

Ｃｕ：０～１．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｖ：０～１．０％、

Ｃａ：０～０．０１％、

Ａｌ：０～１．０％、

Ｎｂ：０～１．０％、

ＲＥＭ：０～０．１％、

残部：Ｆｅおよび不純物である化学組成を有し、

表面における最大高さ粗さＲｚが３．０～１０．０μｍであり、

円相当直径が０．１μｍ以上の炭化物の数密度が８．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下である鋼板を、

５℃／ｓ以上の平均昇温速度でＡｃ$_{3}$点～Ａｃ$_{3}$点＋２００℃の温度域まで加熱した後、前記温度域からＭｓ点まで上部臨界冷却速度以上で冷却し、その後、Ｍｓ点から１００℃まで６０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する、

熱処理鋼板部材の製造方法。

[0018] （６）前記化学組成が、質量％で、

Ｃｒ：０．０１～１．０％、

Ｎｉ：０．１～２．０％、

Ｃｕ：０．１～１．０％、

Ｍｏ：０．１～１．０％、

Ｖ：０．１～１．０％、

Ｃａ：０．００１～０．０１％、

Ａｌ：０．０１～１．０％

Ｎｂ：０．０１～１．０％、および

ＲＥＭ：０．００１～０．１％、

から選択される１種以上を含有する、

上記（５）に記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

[0019] （７）前記鋼板部材中に存在する残留炭化物の数密度が４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下である、

上記（５）または（６）に記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

[0020] （８）下記（ｉ）式で表されるＭｎ偏析度αが１．６以下である、

上記（５）から（７）までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

α＝［板厚中心部での最大Ｍｎ濃度（質量％）］／［表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度（質量％）］　　・・・（ｉ）

[0021] （９）ＪＩＳ　Ｇ　０５５５（２００３）で規定される鋼の清浄度の値が０．１０％以下である、

上記（５）から（８）までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

[0022] （１０）前記温度域まで加熱した後、Ｍｓ点まで冷却する前に、前記鋼板に熱間成形を施す、

上記（５）から（９）までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

発明の効果

[0023] 本発明によれば、十分な引張強度を有するとともに高い降伏比および優れた靭性を有する熱処理鋼板部材を得ることが可能である。

発明を実施するための形態

[0024] 本発明者らは、良好なスケール特性を有するとともに、十分な強度を有し、かつそれに相応した高い降伏強度および優れた靭性を有する鋼板部材を得るための化学成分および組織の関係について鋭意検討を行った結果、以下の知見を得るに至った。

[0025] （ａ）国内外で生産されている熱処理用鋼板の成分はほとんど同一であり、Ｃ：０．２～０．３％およびＭｎ：１～２％程度を含有し、さらにＴｉおよびＢを含む。熱処理工程において、この鋼板をAc_3点以上の温度まで加熱した後、フェライトが析出しないように速やかに搬送し、マルテンサイト変態開始温度（Ｍｓ点）まで金型プレスによって急冷することにより、強度の高いマルテンサイト組織を得る。

[0026] （ｂ）しかしながら、本発明者らが詳細な組織調査を行った結果、熱処理工程後の鋼板部材において、全てをマルテンサイトが占める組織とならない

場合があることが分かった。その原因として、以下のことが考えられる。急冷過程のＭｓ点以下の温度範囲において、変態に伴う発熱によって冷却速度が低下する。そのため、発生したマルテンサイトがその場で焼き戻され（自動焼き戻し）、未変態オーステナイトへ炭素が拡散・偏析し、オーステナイトが１～２％程度残留してしまう。

[0027] （ｃ）本発明者らは、熱処理鋼板部材中に不可避的に含まれる残留オーステナイトが鋼板部材の特性に与える影響について、さらに詳しく検討した結果、残留オーステナイトの体積率が高くなるほど降伏強度が低くなることを見出した。すなわち、高い降伏強度を得るためには、残留オーステナイトの体積率を極力低く抑える必要がある。

[0028] （ｄ）ただし、残留オーステナイトの体積率が過剰に低くなると、高い降伏強度は得られるものの、靭性が著しく劣化する。そのため、残留オーステナイトの体積率に下限値を設ける必要がある。

[0029] （ｅ）また、熱処理用鋼板中に粗大な炭化物が過剰に存在し、熱処理後に炭化物が粒界に多く残留すると、熱処理鋼板部材の靭性が悪化する。そのため、鋼板部材中に存在する残留炭化物の数密度を規定値以下にする必要がある。

[0030] （ｆ）さらに、スケール特性については、熱処理前の鋼板において、鋼中のＳｉ量を従来の鋼板より多くすることで、所望のスケール特性を得ることが可能となる。

[0031] （ｇ）熱処理用鋼板に含まれるＭｎ偏析度を定量化し、それを低減することで熱処理鋼板部材の靭性がさらに向上する。

[0032] （ｈ）鋼板部材中に含まれる介在物が超高強度鋼板の靭性に多大な影響を及ぼす。靭性改善のためには、ＪＩＳ　Ｇ　０５５５（２００３）で規定される鋼の清浄度の値を低くすることが好ましい。

[0033] 本発明は上記の知見に基づいてなされたものである。以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

[0034] （Ａ）熱処理鋼板部材および熱処理用鋼板の化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「%」は、「質量%」を意味する。

[0035] Ｃ：０．０５～０．５０％

Ｃは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板部材の強度を向上させる元素である。しかし、Ｃ含有量が０．０５％未満では、焼入れ後の鋼板部材において十分な強度を確保することが困難となる。したがって、Ｃ含有量は０．０５％以上とする。一方、Ｃ含有量が０．５０％を超えると、焼入れ後の鋼板部材の強度が高くなり過ぎて、靭性の劣化が著しくなる。したがって、Ｃ含有量は０．５０％以下とする。Ｃ含有量は０．０８％以上であるのが好ましく、０．４５％以下であるのが好ましい。

[0036] Ｓｉ：０．５０～５．０％

Ｓｉは、鋼の焼入れ性を高め、かつ固溶強化により鋼材の強度を向上させる元素である。また、Ｓｉは、熱処理時に鋼板表面にFe_2SiO_4を生成させ、スケール生成を抑制するとともに、スケール中のＦｅＯを減少させる役割を果たす。このFe_2SiO_4がバリア層となり、スケール中へのＦｅの供給が遮断されるため、スケール厚さを薄くすることが可能となる。さらにスケール厚さが薄いと熱間成形時には剥離しづらく、成形後のスケール除去処理時に剥離しやすいというメリットもある。

[0037] これら効果を得るためには、Ｓｉを０．５０％以上含有させる必要がある。なお、Ｓｉが０．５０％以上であると、残留炭化物は少なくなる傾向にある。後述するが、熱処理前の鋼板中に析出する炭化物が多いと、それらが熱処理時に溶け残り、十分な焼入れ性を確保できず、低強度なフェライトが析出し、強度不足となるおそれがあるため、この意味でもＳｉは０．５０％以上とする。

[0038] ただし、鋼中のＳｉ含有量が５．０％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の上昇を招いたり、加熱不足による焼入れ不足を招いたりする場合がある。したがって、Ｓｉ含有量は５．０％以下とする。Ｓ

ｉ含有量は０．７５％以上であるのが好ましく、４．０％以下であるのが好ましい。

[0039] Ｍｎ：１．５～４．０％

Ｍｎは、鋼板の焼入れ性を高め、かつ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。さらにＡｃ$_3$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、Ｍｎ含有量が１．５％未満ではその効果は十分ではない。一方、Ｍｎ含有量が４．０％を超えると上記の効果は飽和し、さらに焼入れ部の靭性劣化を招く。そのため、Ｍｎ含有量は１．５～４．０％とする。Ｍｎ含有量は２．０％以上であるのが好ましい。また、Ｍｎ含有量は３．８％以下であるのが好ましく、３．５％以下であるのがより好ましい。

[0040] Ｐ：０．０５％以下

Ｐは、焼入れ後の鋼板部材の靭性を劣化させる元素である。特に、Ｐ含有量が０．０５％を超えると、靭性の劣化が著しくなる。したがって、Ｐ含有量は０．０５％以下とする。Ｐ含有量は、０．００５％以下であることが好ましい。

[0041] Ｓ：０．０５％以下

Ｓは、焼入れ後の鋼板部材の靭性を劣化させる元素である。特に、Ｓ含有量が０．０５％を超えると、靭性の劣化が著しくなる。したがって、Ｓ含有量は０．０５％以下とする。Ｓ含有量は、０．００３％以下であることが好ましい。

[0042] Ｎ：０．０１％以下

Ｎは、焼入れ後の鋼板部材の靭性を劣化させる元素である。特に、Ｎ含有量が０．０１％を超えると、鋼中に粗大な窒化物が形成され、局部変形能や靭性が著しく劣化する。したがって、Ｎ含有量は０．０１％以下とする。Ｎ含有量の下限は特に限定する必要はないが、Ｎ含有量を０．０００２％未満とすることは経済的に好ましくないので、Ｎ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましく、０．０００８％以上とすることがより好ましい。

[0043] Ｔｉ：０．０１～０．１０％

Ｔｉは、鋼板を$Ａｃ_3$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、鋼板部材の靭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。Ｔｉ含有量が０．０１％未満では、上記の効果を十分に得られない。したがって、Ｔｉ含有量は０．０１％以上とする。一方、Ｔｉ含有量が０．１０％を超えると、ＴｉＣの析出量が増加してＣが消費されるため、焼入れ後の鋼板部材の強度が低下する。したがって、Ｔｉ含有量は０．１０％以下とする。Ｔｉ含有量は０．０１５％以上であるのが好ましく、０．０８％以下であるのが好ましい。

[0044] Ｂ：０．０００５～０．０１０％

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ので、本発明において非常に重要な元素である。また、Ｂは粒界に偏析することで、粒界を強化して靭性を高める。さらに、Ｂは、鋼板の加熱時にオーステナイトの粒成長を抑制する。Ｂ含有量が０．０００５％未満では、上記の効果を十分に得られない場合がある。したがって、Ｂ含有量は０．０００５％以上とする。一方、Ｂ含有量が０．０１０％を超えると、粗大な化合物が多く析出し、鋼板部材の靭性が劣化する。したがってＢ含有量は０．０１０％以下とする。Ｂ含有量は０．００１０％以上であるのが好ましく、０．００８％以下であるのが好ましい。

[0045] 本発明の熱処理鋼板部材および熱処理前の熱処理用鋼板には、上記の元素に加えてさらに、下記に示す量のＣｒ、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｖ、Ｃａ、Ａｌ、ＮｂおよびＲＥＭから選択される１種以上の元素を含有させてもよい。

[0046] Ｃｒ：０～１．０％

Ｃｒは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。またＳｉと同様に、熱処理時に鋼板表面にＦｅＣｒ$_2$Ｏ$_4$を生成させ、スケール生成を抑制するとともに、スケール中のＦｅＯを減少させる役割を果たす。このＦｅＣｒ$_2$Ｏ$_4$がバリア層となり、スケール中へのＦｅの供給が遮断されるため、スケール厚さを薄くすることが可能となる。さらにスケール厚さが薄いと熱間成形時には剥離しづらく、成形後のスケール除去処理時に剥離しやすいというメリットもある。しかし、Ｃｒ含有量が１．０％を超えると上記の効果は飽和し、いたずらにコストの増加を招く。したがって、含有させる場合のＣｒ含有量は１．０％とする。Ｃｒ含有量は０．８０％以下であるのが好ましい。上記の効果を得るためには、Ｃｒ含有量は０．０１％以上であるのが好ましく、０．０５％以上であるのがより好ましい。

[0047] Ｎｉ：０～２．０％

Ｎｉは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。しかし、Ｎｉ含有量が２．０％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、含有させる場合のＮｉ含有量は２．０％以下とする。上記の効果を得るためには、Ｎｉを０．１％以上含有させることが好ましい。

[0048] Ｃｕ：０～１．０％

Ｃｕは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。しかし、Ｃｕ含有量が１．０％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、含有させる場合のＣｕ含有量は１．０％以下とする。上記の効果を得るためには、Ｃｕを０．１％以上含有させることが好ましい。

[0049] Ｍｏ：０～１．０％

Ｍｏは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。しかし、Ｍｏ含有量が１．０％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、含有させる場合のＭｏ含有量は１．０％以下とする。上記の効

果を得るためには、Ｍｏを０．１％以上含有させることが好ましい。

[0050] Ｖ：０～１．０％

Ｖは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。しかし、Ｖ含有量が１．０％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、含有させる場合のＶ含有量は１．０％以下とする。上記の効果を得るためには、Ｖを０．１％以上含有させることが好ましい。

[0051] Ｃａ：０～０．０１％

Ｃａは、鋼中の介在物を微細化し、焼入れ後の靭性および延性を向上させる効果を有する元素であるため、含有させてもよい。しかし、Ｃａ含有量が０．０１％を超えるとその効果は飽和して、いたずらにコストの増加を招く。したがって、Ｃａを含有する場合にはその含有量は０．０１％以下とする。Ｃａ含有量は０．００４％以下であるのが好ましい。上記の効果を得たい場合は、Ｃａ含有量を０．０００１％以上とすることが好ましく、０．０００２％以上とすることがより好ましい。

[0052] ＡＩ：０～１．０％

ＡＩは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。しかし、ＡＩ含有量が１．０％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、含有させる場合のＡＩ含有量は１．０％以下とする。上記の効果を得るためには、ＡＩを０．０１％以上含有させることが好ましい。

[0053] Ｎｂ：０～１．０％

Ｎｂは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼板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ため、含有させてもよい。しかし、Ｎｂ含有量が１．０％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、含有させる場合のＮｂ含有量は１．０％以下とする。上記の効果を得るためには、Ｎｂを０．０１％以上含有させることが好ましい。

[0054] ＲＥＭ：０～０．１％

ＲＥＭは、Ｃａと同様に鋼中の介在物を微細化し、焼入れ後の靭性および延性を向上させる効果を有する元素であるため、含有させてもよい。しかし、ＲＥＭ含有量が０．１％を超えるとその効果は飽和して、いたずらにコストの増加を招く。したがって、含有させる場合のＲＥＭ含有量は０．１％以下とする。ＲＥＭ含有量は０．０４％以下であるのが好ましい。上記の効果を得たい場合は、ＲＥＭ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。

[0055] ここで、ＲＥＭは、Ｓｃ、Ｙおよびランタノイドの合計１７元素を指し、前記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、Ｃｅ、Ｌａ、Ｎｄ、Ｐｒが含まれる。

[0056] 本発明の熱処理鋼板部材および熱処理用鋼板の化学組成において、残部はＦｅおよび不純物である。

[0057] 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、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0058] （Ｂ）熱処理鋼板部材の金属組織

本発明に係る熱処理鋼板部材は、マルテンサイトを主体とし、かつ、残留オーステナイトの体積率が０．２～１．０％である金属組織を有する。なお、本鋼板部材中に存在するマルテンサイトは、自動焼戻しマルテンサイトである。また、「マルテンサイトを主体」とするとは、マルテンサイトの体積率が９５％以上である金属組織を意味する。鋼板部材中には、フェライト、パーライト、ベイナイト等の組織が混在する場合もあるが、これらの組織は合計体積率で３．０％以下であれば許容される。

[0059] 残留オーステナイト：０．２～１．０％

残留オーステナイトは、熱処理鋼板部材の組織に不可避的に含まれてしまう。そして、上記のように、残留オーステナイトは降伏強度の低下を引き起こし、残留オーステナイトの体積率が高いほど降伏強度が低くなる。特に、

残留オーステナイトの体積率が１．０％を超えると、降伏強度の低下が顕著となり、熱処理鋼板部材のバンパーレインフォースまたはセンターピラー等への適用が困難となる。

[0060] 一方、残留オーステナイトの体積率を０％にすることは技術的に可能ではあるが、残留オーステナイトの体積率が過剰に低くなると、高い降伏強度は得られるものの、靭性が著しく劣化する。特に、残留オーステナイトの体積率が０．２％未満となると、靭性の劣化が顕著となる。したがって、残留オーステナイトの体積率は０．２～１．０％とする。

[0061] なお、残留オーステナイトをはじめとした第二相を含む組織の相分率（体積率）を測定する手法としては、Ｘ線回折を用いた手法が一般的である。これは、第一相（マルテンサイト組織、体心立方格子）および第二相（残留オーステナイト相、面心立方格子）の回折Ｘ線強度を検出器で測定し、その回折曲線の面積比から各相の体積率を測定する手法であり、鋼板部材中の残留オーステナイトの体積％を高精度で測定することができる。なお、残留オーステナイトの他にフェライト等が混入する場合は、光学顕微鏡で容易に見分けることができるため、鋼板部材中の主組織であるマルテンサイトの体積％も高精度で測定することができる。

[0062] （Ｃ）残留炭化物：４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下

熱処理を行う場合、鋼中に一般に存在する炭化物の再固溶により十分な焼入れ性を確保することができる。しかしながら、炭化物の一部が再固溶されずに残留する場合は、十分な焼入れ性を確保できず、低強度なフェライトが析出する。したがって、この残留炭化物が少ないほど、焼入れ性が向上し、高強度を確保することができるため好ましい。

[0063] また、熱処理前の鋼板中に残留炭化物が多く存在すると、焼入れ性が低下するだけでなく、残留炭化物は旧γ粒界に堆積し、粒界を脆化させる場合がある。特に、熱処理後の鋼板部材中に存在する円相当直径が０．１μｍ以上の残留炭化物の数密度が４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}を超えると、熱処理後の鋼板部材の靭性が悪化するおそれがある。そのため、熱処理鋼板部材中に存在

する円相当直径が０．１μｍ以上の残留炭化物の数密度は４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下とするのが好ましい。

[0064] なお、熱処理前の鋼板に存在する円相当直径が０．１μｍ以上の炭化物の数密度は８．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下とすることが好ましい。また、上記炭化物は粒状のものを指し、具体的にはアスペクト比が３以下であるものを対象とする。

[0065] （Ｄ）熱処理鋼板部材の機械的性質

本発明に係る熱処理鋼板部材は、引張強度が１．４ＧＰａ以上であり、降伏比が０．６５以上であることとする。前述のように、耐衝突特性は、引張強度ならびにそれに相応した降伏強度および靭性により評価することができる。そして、引張強度に相応した降伏強度は降伏比で表される。引張強度または降伏強度が同程度であるならば、降伏比が高いほうが耐衝突特性に優れる。降伏比が０．６５未満であると、バンパーレインフォースまたはセンターピラーに用いられた場合に、十分な耐衝突特性が得られない。

[0066] なお、本発明においては、機械的性質の測定には、ＡＳＴＭ規格Ｅ８のハーフサイズ板状試験片を用いることとする。具体的には、引張試験は、ＡＳＴＭ規格Ｅ８の規定に準拠して実施し、厚さが１．２ｍｍ、平行部長さが３２ｍｍ、平行部板幅が６．２５ｍｍの板状試験片に対して、３ｍｍ／ｍｉｎのひずみ速度で室温引張試験を行い、降伏強度（０．２％耐力）および最大強度（引張強度）を測定する。

[0067] （Ｅ）熱処理鋼板部材のＭｎ偏析度

Ｍｎ偏析度α：１．６以下

α＝［板厚中心部での最大Ｍｎ濃度（質量％）］／［表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度（質量％）］　　・・・（ｉ）

鋼板の板厚断面中心部では、中心偏析が起きることでＭｎが濃化する。そのため、ＭｎＳが介在物として中心に集中し、硬質なマルテンサイトができやすくなるため、周囲との硬さに差が生じ、靭性が悪化するおそれがある。特に上記（ｉ）式で表されるＭｎの偏析度αの値が１．６を超えると、靭性

が悪化するおそれがある。したがって、靭性を改善するためには、熱処理鋼板部材のαの値を１．６以下とすることが好ましい。靭性をより一層改善するには、αの値を１．２以下とすることがより好ましい。

[0068] なお、熱処理または熱間成形によってαの値が大きく変化することはないため、熱処理用鋼板のαの値を上記の範囲にすることで、熱処理鋼板部材のαの値も１．６以下にすることが可能であり、すなわち熱処理鋼板部材の靭性を向上させることが可能となる。

[0069] 板厚中心部での最大Ｍｎ濃度は、以下の方法により求める。電子プローブマイクロアナライザ（ＥＰＭＡ）を用いて鋼板の板厚中心部においてライン分析を行い、分析結果から高い順に３つの測定値を選択し、その平均値を算出する。また、表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度は、以下の方法により求める。同じくＥＰＭＡを用いて鋼板の１／４深さ位置において１０ヶ所の分析を行い、その平均値を算出する。

[0070] 鋼板中のＭｎの偏析は、主に鋼板組成、特に不純物含有量と、連続鋳造の条件とにより制御され、熱間圧延および熱間成形の前後では実質的に変化しない。したがって、熱処理用鋼板の偏析状況を制御することによって、それから熱処理された鋼板部材の偏析状況も同様に制御することが可能となる。

[0071] （Ｆ）熱処理鋼板部材の清浄度

清浄度：０．１０％以下

熱処理鋼板部材中にＪＩＳ　Ｇ　０５５５（２００３）に記載のＡ系、Ｂ系およびＣ系介在物が多く存在すると、上記介在物が靭性劣化の原因となる。介在物が増加すると亀裂伝播が容易に起こるため、靭性が劣化するおそれがある。特に、１．４ＧＰａ以上の引張強度を有するような熱処理鋼板部材の場合、介在物の存在割合を低く抑えることが好ましい。ＪＩＳ　Ｇ　０５５５（２００３）で規定される鋼の清浄度の値が０．１０％を超えると、介在物の量が多いため、実用上十分な靭性を確保することが困難となる。そのため、熱処理鋼板部材の清浄度の値は０．１０％以下とすることが好ましい。靭性をより一層改善するには清浄度の値を０．０６％以下とすることがよ

り好ましい。なお、鋼の清浄度の値は、上記のＡ系、Ｂ系およびＣ系介在物の占める面積百分率を算出したものである。

[0072] なお、熱処理または熱間成形によって清浄度の値が大きく変化することはないため、熱処理用鋼板の清浄度の値を上記の範囲にすることで、熱処理鋼板部材の清浄度の値も０．１０％以下にすることが可能である。

[0073] 本発明において、熱処理用鋼板または熱処理鋼板部材の清浄度の値は以下の方法によって求めることが可能である。熱処理用鋼板または熱処理鋼板部材について、５ヶ所から供試材を切り出す。そして、各供試材の板厚１／８ｔ、１／４ｔ、１／２ｔ、３／４ｔ、７／８ｔの各位置について、点算法にて清浄度を調査する。各板厚における清浄度の値が最も大きい（清浄性が最も低い）数値を、その供試材の清浄度の値とする。

[0074] （Ｇ）熱処理用鋼板の表面粗さ

最大高さ粗さＲｚ：３．０～１０．０μｍ

本発明に係る熱処理鋼板部材の熱処理前の素材となる、熱処理用鋼板の表面粗さについて、特に制限は設けない。しかし、熱間成形時のスケール密着性に優れる熱処理鋼板部材を得るためには、鋼板表面において、ＪＩＳ Ｂ０６０１（２０１３）で規定される最大高さ粗さＲｚが３．０～１０．０μｍである鋼板を用いることが好ましい。鋼板表面の最大高さ粗さＲｚを３．０μｍ以上にすることによって、アンカー効果により熱間成形時のスケール密着性が向上する。一方、最大高さ粗さＲｚが１０．０μｍを超えると、ショットブラスト等のスケール除去処理の段階において、スケールが残存してしまうことがあり、押し込み疵の原因となる。

[0075] 鋼板の表面における最大高さ粗さＲｚを３．０～１０．０μｍとすることによって、プレス時におけるスケール密着性とショットブラスト処理時におけるスケール剥離性とを両立することが可能となる。なお、上記のような適切なアンカー効果を得るためには、算術平均粗さＲａで管理するのでは不十分であり、最大高さ粗さＲｚを用いる必要がある。

[0076] 鋼板表面の最大高さ粗さＲｚが３．０μｍ以上の鋼板を熱間成形した場合

、表面に形成する酸化鉄のウスタイトの比率が増加する傾向を示す。具体的には、ウスタイトの割合が面積％で、３０～７０％となることによって、優れたスケール密着性が得られる。

[0077] ウスタイトはヘマタイト、マグネタイトよりも高温での塑性変形能に優れ、熱間成形時に鋼板の塑性変形する場合にスケールも塑性変形しやすい特徴を示すことが考えられる。ウスタイトの比率が増加する理由としては、明確には不明であるが、凹凸が存在する場合にはスケール地鉄界面の面積が大きくなり、酸化時に鉄イオンの外方拡散が促進され、鉄の比率が高いウスタイトが増加するものと考えられる。

[0078] また、Ｓｉを含有させることにより熱間成形時に鋼板表面にFe_2SiO_4を生成させ、スケール生成を抑制することは前述したとおりである。全体のスケール厚が薄くなり、かつスケール中のウスタイト比率が増加することで、熱間成形時のスケール密着性が向上するものと考えられる。具体的には、スケール厚が５μｍ以下となることによって、優れたスケール密着性が得られる。

[0079] （Ｈ）熱処理用鋼板の製造方法

本発明に係る熱処理鋼板部材の熱処理前の鋼板である、熱処理用鋼板の製造条件について特に制限はないが、以下に示す製造方法を用いることにより、上述の組織を有する熱処理用鋼板を製造することができる。以下の製造方法では、例えば、熱間圧延、酸洗、冷間圧延および焼鈍処理を行う。

[0080] 上述の化学組成を有する鋼を炉で溶製した後、鋳造によってスラブを作製する。この際、遅れ破壊の起点となるＭｎＳの集中を抑制するためには、Ｍｎの中心偏析を低減させる中心偏析低減処理を行うことが望ましい。中心偏析低減処理としては、スラブが完全凝固する前の未凝固層において、Ｍｎが濃化した溶鋼を排出する方法が挙げられる。

[0081] 具体的には、電磁攪拌、未凝固層圧下等の処理を施すことで、完全凝固前のＭｎが濃化した溶鋼を排出させることができる。なお、上記の電磁攪拌処理は、２５０～１０００ガウスで未凝固溶鋼に流動を与えることで行うこと

ができ、未凝固層圧下処理は、最終凝固部を１ｍｍ／ｍ程度の勾配で圧下することで行うことができる。

[0082] 上記の方法で得られたスラブに対して、必要に応じてソーキング（均熱）処理を実施してもよい。ソーキング処理を行うことで、偏析したＭｎを拡散させ偏析度を低下させることができる。ソーキング処理を行う場合の好ましい均熱温度は１２００～１３００℃であり、均熱時間は２０～５０ｈである。

[0083] また、鋼板の清浄度を０．１０％以下にするには、溶鋼を連続鋳造する際に、溶鋼の加熱温度をその鋼の液相線温度より５℃以上高い温度とし、かつ、単位時間当たりの溶鋼鋳込み量を６ｔ／ｍｉｎ以下に抑えることが望ましい。

[0084] 連続鋳造時に溶鋼の単位時間当たりの鋳込み量が６ｔ／ｍｉｎを超えると、鋳型内での溶鋼流動が速いために、凝固シェルに介在物が捕捉されやすくなり、スラブ中の介在物が増加する。また、溶鋼加熱温度が液相線温度より５℃高い温度未満であると、溶鋼の粘度が高くなり、連続鋳造機内にて介在物が浮上しにくく、結果として、スラブ中の介在物が増加して清浄性が悪化しやすくなる。

[0085] 一方、溶鋼の液相線温度からの溶鋼加熱温度を５℃以上、かつ単位時間当たりの溶鋼鋳込み量を６ｔ／ｍｉｎ以下として鋳造することにより、介在物がスラブ内に持ち込まれにくくなる。その結果、スラブを作製する段階での介在物の量を効果的に減少させることができ、０．１０％以下という鋼板清浄度を容易に達成できるようになる。

[0086] 溶鋼を連続鋳造する際、溶鋼の溶鋼加熱温度は液相線温度より８℃以上高い温度とすることが望ましく、また、単位時間当たりの溶鋼鋳込み量を５ｔ／ｍｉｎ以下にすることが望ましい。溶鋼加熱温度を液相線温度より８℃以上高い温度とし、かつ、単位時間当たりの溶鋼鋳込み量を５ｔ／ｍｉｎ以下にすることにより、清浄度を０．０６％以下とすることが容易になるため望ましい。

[0087] その後、上記のスラブに熱間圧延を施す。熱間圧延条件は、炭化物をより均一に生成させる観点から、熱間圧延開始温度を１０００～１３００℃の温度域とし、熱間圧延完了温度を９５０℃以上とすることが好ましい。

[0088] 熱間圧延工程においては、粗圧延を行った後に、必要に応じてデスケーリングを行い、最後に仕上げ圧延を行う。この際、粗圧延が終了してから仕上げ圧延を開始するまでの時間を１０ｓ以下にすると、オーステナイトの再結晶が抑制され、結果的に炭化物の成長を抑えられるだけでなく、高温で生成するスケールの抑制、オーステナイト粒界の酸化の抑制、および鋼板の表面における最大高さ粗さを適切な範囲に調整することが可能になる。加えて、スケールの生成および粒界酸化の抑制により、表層にあるＳｉが固溶した状態で残存しやすいので、プレス加工の加熱時にファイアライトが生成しやすく、そのためにウスタイトも生成しやすくなると考えられる。

[0089] 熱間圧延後の巻取温度は、加工性の観点からは高い方が好ましいが、高すぎるとスケール生成により歩留まりが低下するので、５００～６５０℃とすることが好ましい。また、巻取温度を低温にした方が、炭化物が微細分散しやすく、かつ炭化物の個数も少なくなる。

[0090] 炭化物の形態は、熱間圧延での条件に加えて、その後の焼鈍条件を調整することでも制御することが可能である。すなわち、焼鈍温度を高温にし、焼鈍段階で一度炭化物を固溶させた後、低温で変態させるのが望ましい。なお、炭化物は硬質であるため、冷間圧延ではその形態が変化することはなく、冷間圧延後も熱間圧延後の存在形態が維持される。

[0091] 熱間圧延により得られた熱延鋼板に酸洗等により脱スケール処理を施す。鋼板の表面における最大高さ粗さを適切な範囲に調整するためには、酸洗工程における溶削量を調整することが好ましい。溶削量を小さくすると最大高さ粗さは大きくなり、一方、溶削量を大きくすると最大高さ粗さは小さくなる。具体的には、酸洗による溶削量を１．０～１５．０μｍとすることが好ましく、２．０～１０．０μｍとすることがより好ましい。

[0092] 本発明における熱処理用鋼板としては、熱延鋼板もしくは熱延焼鈍鋼板、

または冷延鋼板もしくは冷延焼鈍鋼板を用いることができる。処理工程は、製品の板厚精度要求レベル等に応じて適宜選択すればよい。

[0093] すなわち、脱スケール処理が施された熱延鋼板は、必要に応じて焼鈍を施して熱延焼鈍鋼板とする。また、上記の熱延鋼板または熱延焼鈍鋼板は、必要に応じて冷間圧延を施して冷延鋼板とし、さらに、冷延鋼板は、必要に応じて焼鈍を施して冷延焼鈍鋼板とする。なお、冷間圧延に供する鋼板が硬質である場合には、冷間圧延前に焼鈍を施して冷間圧延に供する鋼板の加工性を高めておくことが好ましい。

[0094] 冷間圧延は通常の方法を用いて行えばよい。良好な平坦性を確保する観点からは、冷間圧延における圧下率は３０％以上とすることが好ましい。一方、荷重が過大となることを避けるため、冷間圧延における圧下率は８０％以下とすることが好ましい。なお、冷間圧延で鋼板の表面における最大高さ粗さが大きく変化することはない。

[0095] 熱処理用鋼板として焼鈍熱延鋼板または焼鈍冷延鋼板を製造する場合、熱延鋼板または冷延鋼板に対して焼鈍を行う。焼鈍では、例えば、５５０～９５０℃の温度域において熱延鋼板または冷延鋼板を保持する。

[0096] 焼鈍で保持する温度を５５０℃以上とすることにより、焼鈍熱延鋼板または焼鈍冷延鋼板のいずれを製造する場合であっても、熱延条件の相違に伴う特性の相違が低減され、焼入れ後の特性をさらに安定したものとすることができる。また、冷延鋼板の焼鈍を５５０℃以上で行った場合には、再結晶により冷延鋼板が軟質化するため、加工性を向上することができる。つまり、良好な加工性を備えた焼鈍冷延鋼板を得ることができる。したがって、焼鈍で保持する温度は５５０℃以上とすることが好ましい。

[0097] 一方、焼鈍で保持する温度が９５０℃を超えると、組織が粗粒化することがある。組織の粗粒化は焼入れ後の靭性を低下させることがある。また、焼鈍で保持する温度が９５０℃を超えても、温度を高くしただけの効果は得られず、コストが上昇し、生産性が低下するだけである。したがって、焼鈍で保持する温度は９５０℃以下とすることが好ましい。

[0098] 焼鈍後には、３～２０℃／ｓの平均冷却速度で５５０℃まで冷却することが好ましい。上記平均冷却速度を３℃／ｓ以上とすることにより、粗大パーライトおよび粗大なセメンタイトの生成が抑制され、焼入れ後の特性を向上させることができる。また、上記平均冷却速度を２０℃／ｓ以下とすることにより、強度むら等の発生を抑制して、焼鈍熱延鋼板または焼鈍冷延鋼板の材質を安定したものとすることが容易になる。

[0099] （Ｈ）熱処理鋼板部材の製造方法

上記の熱処理用鋼板に対して熱処理を施すことによって、高い強度を有するとともに、降伏比が高く靭性に優れる熱処理鋼板部材を得ることが可能となる。熱処理条件については特に制限は設けないが、例えば、下記の加熱工程および冷却工程を順に含む熱処理を施すことができる。

[0100] 加熱工程

５℃／ｓ以上の平均昇温速度で、$Ａｃ_3$点～$Ａｃ_3$点＋２００℃の温度域まで鋼板を加熱する。この加熱工程によって、鋼板の組織をオーステナイト単相にする。加熱工程において昇温速度が遅過ぎるまたは加熱温度が高過ぎると、γ粒が粗大化し、冷却後の鋼板部材の強度が劣化するおそれがある。これに対して、上記の条件を満たした加熱工程を実施することによって、熱処理鋼板部材の強度の劣化を防止できる。

[0101] 冷却工程

上記加熱工程を経た鋼板を、拡散変態が起きない（つまりフェライトが析出しない）ように、上記温度域からＭｓ点まで上部臨界冷却速度以上で冷却し、その後、Ｍｓ点から１００℃まで６０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する。上記の条件を満たした冷却工程を実施することによって、冷却過程におけるフェライトの生成を防止でき、かつＭｓ点以下の温度域において、自動焼戻しにより炭素が未変態オーステナイトに拡散、濃化して残留オーステナイトが増加することを防ぐことができる。これにより、高い降伏比を有する熱処理鋼板部材を得ることが可能となる。

[0102] 加熱後からＭｓ点までの冷却速度が大きいと残留オーステナイトが適正な

範囲にならないで、マルテンサイトの割合が大きくなる。その結果、衝撃値が悪化する。このため、加熱後からＭｓ点までの冷却速度は８００℃／ｓ以下とするのが好ましい。Ｍｓ点までの冷却速度が速いと変態ひずみを緩和しきれずに微小な亀裂が入り（焼割れと呼ばれる）、靭性が極めて劣化することもあるため、５００℃／ｓ以下とするのがより好ましい。

[0103] また、前述したように、鋼板の最大高さ粗さＲｚは３．０～１０．０μｍに調整している。最大高さ粗さＲｚが３．０μｍ未満であると、加熱、加工および冷却の過程におけるスケールの密着性が低下し、スケールが部分的に剥離するため、冷却速度のばらつきが大きくなる。また、最大高さ粗さＲｚが１０．０μｍを超えても、表面の凹凸形状に起因して冷却速度のばらつきが大きくなる。このように、最大高さ粗さＲｚを３．０～１０．０μｍに調整することによって、温度制御が向上して製品の特性のばらつきが低減する。

[0104] 上記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、高周波加熱焼入れによって実施してもよい。加熱工程において、鋼板をＡｃ$_3$点～Ａｃ$_3$点＋２００℃の温度域で保持する時間は、オーステナイト変態を進めて炭化物を溶解させることによって鋼の焼入れ性を高める観点から、１０ｓ以上とすることが好ましい。また、上記保持時間は、生産性の観点からは、６００ｓ以下とすることが好ましい。

[0105] なお、熱処理を施す鋼板としては、熱延鋼板または冷延鋼板に焼鈍処理を施した焼鈍熱延鋼板または焼鈍冷延鋼板を用いてもよい。

[0106] 上記熱処理に際して、Ａｃ$_3$点～Ａｃ$_3$点＋２００℃の温度域に加熱後、Ｍｓ点まで冷却する前に、上述した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。

[0107] 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。

実施例

[0108] 表１に示す化学成分を有する鋼を試験転炉で溶製し、連続鋳造試験機にて連続鋳造を実施し、幅１０００ｍｍ、厚さ２５０ｍｍのスラブを作製した。この際、表２に示す条件において、溶鋼の加熱温度および単位時間当たりの溶鋼鋳込み量の調整を行った。

[0109]

[表1]

表1

鋼No.	化学組成 (質量%、残部：Feおよび不純物)																
	C	Si	Mn	P	S	N	Ti	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Al	Nb	REM
1	0.21	1.80	2.10	0.013	0.0016	0.0030	0.018	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0.22	2.10	1.90	0.011	0.0015	0.0030	0.020	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0.20	2.00	2.00	0.012	0.0018	0.0032	0.015	0.0022	-	-	-	-	-	0.002	-	-	-
4	0.28	0.60	1.60	0.011	0.0016	0.0026	0.016	0.0024	0.11	-	-	0.2	-	-	0.03	-	0.003
5	0.17	3.50	2.50	0.009	0.0012	0.0031	0.016	0.0031	0.12	-	-	-	0.2	-	-	0.1	-
6	0.15	2.50	3.50	0.016	0.0021	0.0035	0.020	0.0025	0.08	0.3	0.1	-	-	-	-	-	-
7	0.20	2.50	2.50	0.012	0.0014	0.0031	0.021	0.0026	0.31	0.1	-	-	-	-	-	0.05	-
8	0.25	2.00	1.60	0.008	0.0011	0.0032	0.025	0.0028	0.15	-	0.1	-	-	-	-	-	-
9	0.23	1.50	2.20	0.011	0.0009	0.0032	0.025	0.0029	0.14	-	-	0.1	-	-	-	-	0.001
10	0.21	1.80	2.50	0.010	0.0009	0.0032	0.021	0.0028	0.12	0.1	0.1	-	-	-	-	-	-
11	0.27	0.20 *	2.30	0.009	0.0016	0.0036	0.022	0.0031	0.21	-	-	-	-	0.001	0.06	-	-
12	0.26	0.30 *	0.60 *	0.016	0.0018	0.0031	0.023	0.0021	0.31	0.2	-	0.2	-	-	0.07	-	-
13	0.21	2.00	2.00	0.011	0.0018	0.0033	0.020	0.0025	0.01	-	-	-	-	0.001	-	-	-
14	0.21	2.00	2.00	0.011	0.0018	0.0033	0.020	0.0025	0.01	-	-	-	-	0.001	-	-	-
15	0.21	2.00	2.00	0.011	0.0018	0.0033	0.020	0.0025	0.01	-	-	-	-	0.001	-	-	-
16	0.21	2.00	2.00	0.011	0.0018	0.0033	0.020	0.0025	0.01	-	-	-	-	0.001	-	-	-
17	0.21	2.00	2.00	0.011	0.0018	0.0033	0.020	0.0025	0.01	-	-	-	-	0.001	-	-	-
18	0.25	0.48 *	3.50	0.015	0.0016	0.0030	0.020	0.0029	0.15	-	-	-	0.1	-	-	-	-

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

[0110] スラブの冷却速度の制御は２次冷却スプレー帯の水量を変更することにより行った。また、中心偏析低減処理は、凝固末期部においてロールを用いて、１ｍｍ／ｍの勾配で軽圧下を実施し、最終凝固部の濃化溶鋼を排出することにより行った。一部のスラブについては、その後、１２５０℃、２４ｈの条件においてソーキング処理を実施した。

[0111] 得られたスラブについて、熱間圧延試験機によって熱間圧延を施し、厚さ３．０ｍｍの熱延鋼板とした。熱間圧延工程では、粗圧延後にデスケーリングを行い、最後に仕上げ圧延を行った。その後、上記の熱延鋼板を実験室にて酸洗した。さらに冷間圧延試験機にて冷間圧延を施し、厚さ１．４ｍｍの冷延鋼板とし、熱処理用鋼板（鋼Ｎｏ．１～１８）を得た。

[0112] 得られた熱処理用鋼板について、最大高さ粗さ、算術平均粗さ、炭化物の数密度、Ｍｎ偏析度および清浄度を測定した。本発明において、最大高さ粗さＲｚおよび算術平均粗さＲａを求めるに際しては、表面粗さ計を用いて２ｍｍ区間の最大高さ粗さＲｚおよび算術平均粗さＲａを圧延方向および圧延垂直方向に各１０ヶ所測定し、その平均値を採用した。

[0113] 円相当直径が０．１μｍ以上の炭化物の数密度を求めるに際しては、熱処理用鋼板の表面を、ピクラール液を使って腐食し、走査型電子顕微鏡で２０００倍に拡大し、複数視野の観察を行った。このときに、円相当直径が０．１μｍ以上の炭化物が存在する視野の数を数えて１ｍｍ^{2}あたりの個数を算出した。

[0114] Ｍｎ偏析度の測定は以下の手順により行った。ＥＰＭＡを用いて熱処理用鋼板の板厚中央部において、板厚方向と垂直な方向にライン分析を行い、分析結果から高い順に３つの測定値を選択した後、その平均値を算出し、板厚中心部での最大Ｍｎ濃度を求めた。また、熱処理用鋼板の表面から板厚の１／４深さ位置において、ＥＰＭＡを用いて１０ヶ所の分析を行い、その平均値を算出し、表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度を求めた。そして、上記の板厚中心部での最大Ｍｎ濃度を、表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度で割ることによって、Ｍｎ偏析度αを求めた。

[0115] 清浄度は、板厚１／８ｔ、１／４ｔ、１／２ｔ、３／４ｔ、７／８ｔの各位置について、点算法にて測定した。そして、各板厚における清浄度の値が最も大きい（清浄度が最も低い）数値を、その鋼板の清浄度の値とした。

[0116] 上述のように、熱間成形によってＭｎ偏析度および清浄度の値が大きく変化することはないため、上記のＭｎ偏析度αおよび清浄度の値を熱処理鋼板部材のＭｎ偏析度αおよび清浄度の値とした。

[0117] 熱処理用鋼板の製造工程における中心偏析低減処理およびソーキング処理の有無、熱間圧延工程における粗圧延が終了してから仕上げ圧延を開始するまでの時間、熱間圧延完了温度および熱延鋼板の巻取温度、酸洗による溶削量、ならびに、熱処理用鋼板の最大高さ粗さＲｚ、算術平均粗さＲａおよび炭化物の数密度の測定結果を表２に併せて示し、Ｍｎ偏析度αおよび清浄度の測定結果を後述の表４に示す。

[0118]

[表2]

表2

鋼No.	溶鋼線温度(°C)	溶鋼加熱温度(°C)	溶鋼鋳込み量(t/min)	スラブ中心偏析低減処理	ソーキング処理	粗圧延終了から仕上げ圧延開始までの時間(s)	熱間圧延完了温度(°C)	巻取温度(°C)	溶削量(μm)	最大高さ粗さRz(μm)	算術平均粗さRa(μm)	炭化物数密度(個/mm^2)
1	1505	1540	3.2	有	無	8	970	550	7.2	6.0	1.2	7.3×10^3
2	1506	1508	3.2	無	無	7	960	550	7.3	6.2	1.2	7.4×10^3
3	1503	1542	3.1	有	無	8	980	550	7.1	6.2	1.0	7.5×10^3
4	1505	1530	3.2	有	無	7	980	540	11.2	3.9	0.4	7.3×10^3
5	1504	1521	2.6	有	無	8	970	550	3.1	8.2	2.1	7.4×10^3
6	1506	1533	3.4	有	無	8	990	530	6.1	7.6	1.4	7.2×10^3
7	1508	1537	2.6	無	1250°C×24h	6	980	560	6.1	7.2	1.5	7.5×10^3
8	1506	1547	2.9	無	1250°C×24h	7	990	550	7.2	6.2	1.1	7.4×10^3
9	1506	1508	3.5	無	無	7	980	550	9.1	5.0	1.0	7.1×10^3
10	1506	1540	7.4	無	無	7	980	540	7.9	5.6	1.1	7.2×10^3
11	1500	1532	3.6	有	無	8	990	550	12.5	2.0	0.2	7.5×10^3
12	1514	1568	4.2	有	無	6	980	560	12.1	2.4	0.2	7.5×10^3
13	1502	1530	3.1	有	無	7	980	550	0.2	13.1	1.1	7.5×10^3
14	1502	1535	3.1	有	無	7	980	540	18.9	2.4	0.3	7.4×10^3
15	1502	1532	3.2	有	無	7	990	550	0.9	11.1	1.5	7.5×10^3
16	1502	1540	3.1	有	無	18	960	560	7.1	2.6	0.2	9.7×10^3
17	1502	1536	3.1	有	無	15	840	550	7.1	2.4	1.0	9.6×10^3
18	1507	1538	4.0	有	無	8	990	700	11.5	2.2	0.3	9.8×10^3

[0119] その後、上記の各鋼板から、厚さ：１．４ｍｍ、幅：３０ｍｍ、および長さ：２００ｍｍのサンプルを２つずつ採取した。採取した各サンプルのうち１つについては、熱間成形を模擬した下記の表３に示す熱処理条件に従って、通電加熱および冷却した。なお、表３には、各鋼板のＡｃ$_3$点およびＭｓ点を併せて示す。冷却後に、各サンプルの均熱部位を切り出し、引張試験、シャルピー衝撃試験、Ｘ線回折試験、顕微鏡観察に供した。

[0120] 引張試験は、ＡＳＴＭ規格Ｅ８の規定に準拠して、インストロン社製引張試験機で実施した。上記熱処理サンプルを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。なお、本実施例で用いた通電加熱装置冷却装置では、長さ２００ｍｍ程度のサンプルから得られる均熱部位は限られるため、ＡＳＴＭ規格Ｅ８のハーフサイズ板状試験片を採用することとした。各試験片にひずみゲージ（共和電業製ＫＦＧ－５、ゲージ長：５ｍｍ）を貼付け、３ｍｍ／ｍｉｎのひずみ速度で室温引張試験を行った。

[0121] シャルピー衝撃試験では、均熱部位を厚さが１．２ｍｍとなるまで研削し、これを３枚積層したＶノッチ入り試験片を作製し、この試験片のシャルピー衝撃試験を行って－８０℃における衝撃値を求めた。なお、本発明においては、３５Ｊ／ｃｍ^{2}以上の衝撃値を有する場合を靭性に優れると評価することとした。

[0122] Ｘ線回折試験では、フッ化水素酸と過酸化水素水とを用いて上記熱処理サンプルの表面を０．１ｍｍの深さまで化学研磨した試験片（厚さ１．１ｍｍ）を用いた。具体的には、化学研磨後の試験片を、Ｃｏ管球を用いて、２θで４５°から１０５°の範囲で測定を行った。得られたＸ線回折スペクトルより残留オーステナイト体積率を求めた。

[0123] また、上記の熱処理サンプルの表面鏡面加工した後、ピクラール液を使って腐食し、走査型電子顕微鏡で２０００倍に拡大し、複数視野の観察を行った。このときに、円相当直径が０．１μｍ以上の残留炭化物が存在する視野

の数を数えて１ｍｍ^{2}あたりの個数を算出した。また、上記の熱処理サンプルの表面を鏡面加工した後、ナイタール腐食した。そして、光学顕微鏡を用いて、金属組織の観察を行い、主組織であるマルテンサイトの面積率を測定し、その値をマルテンサイトの体積率とした。

[0124] また、採取した各サンプルのうち、もう１つについては、熱間成形を模擬した下記の表３に示す熱処理条件で通電加熱した後、均熱部位に対して曲げ加工を施し、その後冷却した。冷却後に、各サンプルの曲げ加工を施した部位を切り出し、スケール特性評価試験に供した。なお、曲げ加工を施すに際しては、サンプルの両端を支持具で支え、長手方向中央付近に上からＲ１０ｍｍの冶具を押しつけて、Ｕ字曲げを行った。支持具同士の間隔は３０ｍｍとした。

[0125] スケール特性評価試験は、プレス時に剥離脱落しないかどうかの指標となるスケール密着性の評価と、ショットブラスト処理等により容易に剥離除去できるかどうかの指標となるスケール剥離性の評価とに分けてを行った。まず、通電加熱後の曲げ加工により剥離が生じるかどうかを観察し、以下の基準によってスケール密着性の評価を行った。本発明においては、結果が「〇〇」または「〇」の場合に、スケール密着性に優れると判断することとした。

〇〇：剥離なし

〇：１～５個の剥離片落下

×：６～２０個の剥離片落下

××：２１個以上の剥離片落下

[0126] 続いて、上記のスケール密着性の評価において「××」となったサンプル以外については、さらに曲げ加工を施した部位に対して、接着テープにより貼着・剥離するテープ剥離試験を行った。その後、スケールがテープに付着して容易に剥離するかどうかを観察し、以下の基準によってスケール剥離性の評価を行った。本発明においては、結果が「〇〇」または「〇」の場合に、スケール剥離性に優れると判断することとした。そして、スケール密着性

およびスケール剥離性の双方に優れる場合に、熱間成形中のスケール特性が優れるとした。

〇〇：全て剥離

〇：１～５個の剥離片残存

×：６～２０個の剥離片残存

××：２１個以上の剥離片残存

[0127]

[表3]

表3

試験No.	鋼No.	変態点		加熱工程			冷却工程	
		Ac_3 (°C)	Ms (°C)	昇温速度 (°C/s)	加熱温度 (°C)	保持時間 (s)	Ms点までの冷却速度 (°C/s)	Ms点以下の冷却速度 (°C/s)
1	1	917	392	12	950	240	80	223.0
2	2	916	393	12	950	230	80	240.0
3	3	915	388	12	950	220	79	450.0
4				26	950	200	45	250.0
5				2	950	200	50	58.0
6				16	950	200	58	4.3
7				19	950	200	72	2.0
8				2	1150	200	80	300.0
9				20	950	200	980	450.0
10	4	828	394	10	900	150	80	400.0
11	5	1006	369	30	1020	200	79	120.0
12	6	927	339	4	950	150	90	120.0
13	7	935	358	16	950	200	79	520.0
14				14	950	160	59	320.0
15				19	950	160	65	150.0
16				38	925	160	50	68.0
17				22	950	160	77	4.3
18				3	1150	160	65	256.0
19	8	924	394	26	950	150	66	800.0
20				19	950	140	82	521.0
21				16	950	140	43	69.0
22				14	980	140	58	57.0
23				17	950	140	66	10.0
24				4	1200	140	55	263.0
25	9	873	369	29	880	150	78	186.0
26	10	880	361	15	900	150	80	192.0
27	11 *	780	358	10	900	150	98	362.0
28	12 *	836	419	10	900	200	86	364.0
29	13	913	385	10	950	200	80	224.0
30	14	913	385	10	950	200	80	229.0
31	15	913	385	10	950	200	80	230.0
32	16	913	385	10	950	200	80	226.0
33	17	913	385	10	950	200	80	228.0
34	18 *	850	420	35	920	5	70	80.0

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

[0128] 引張試験、シャルピー衝撃試験、Ｘ線回折試験、顕微鏡観察、スケール特性評価試験の結果を表４に示す。

[0129] [表4]

表4

試験No.	鋼No.	残留γ体積率 (vol.%)	マルテンサイト体積率 (vol.%)	残留炭化物数密度 (個/mm^2)	Mn偏析度 α	清浄度 (%)	試験結果						
							降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	降伏比	衝撃値 (J/cm^2)	スケール密着性	スケール剥離性	
1	1	0.9	98	3.2×10^3	0.5	0.03	1211	1844	0.66	45	○○	○	本発明例
2	2	1.0	98	3.2×10^3	1.8	0.12	1214	1849	0.66	37	○○	○	本発明例
3		0.8	99	3.1×10^3	0.4	0.02	1250	1864	0.67	45	○○	○	本発明例
4		1.0	98	3.4×10^3	0.4	0.02	1210	1843	0.66	46	○○	○	本発明例
5	3	1.3 *	96	3.3×10^3	0.4	0.02	1150	1795	0.64 *	50	○○	○	比較例
6		6.8 *	92	3.1×10^3	0.4	0.02	1000	1701	0.59 *	49	○○	○	比較例
7		7.6 *	92	3.2×10^3	0.4	0.02	968	1674	0.58 *	51	○○	○	比較例
8		0.8	99	2.7×10^3	0.4	0.02	1020	1350 *	0.76	74	○○	○	比較例
9		0.1	99	3.2×10^3	0.4	0.02	1235	1945	0.63 *	32	○○	○	比較例
10	4	0.7	98	3.8×10^3	1.0	0.03	1350	2060	0.66	43	○	○○	本発明例
11	5	0.9	99	2.9×10^3	1.1	0.01	1233	1818	0.68	49	○○	○	本発明例
12	6	0.8	97	3.6×10^3	0.8	0.02	1169	1768	0.66	46	○○	○	本発明例
13		0.6	98	3.2×10^3	0.5	0.02	1286	1929	0.67	44	○○	○	本発明例
14		0.8	97	3.2×10^3	0.5	0.02	1269	1912	0.66	44	○○	○	本発明例
15	7	0.9	99	3.3×10^3	0.5	0.02	1253	1885	0.66	54	○○	○	本発明例
16		0.9	98	3.5×10^3	0.5	0.02	1268	1865	0.68	46	○○	○	本発明例
17		6.8 *	93	3.4×10^3	0.5	0.02	1000	1761	0.57 *	49	○○	○	比較例
18		0.8	97	2.5×10^3	0.5	0.02	980	1320 *	0.74	72	○○	○	比較例
19		0.5	98	3.6×10^3	0.9	0.04	1362	2014	0.68	48	○○	○	本発明例
20		0.8	99	3.5×10^3	0.9	0.04	1299	1999	0.65	44	○○	○	本発明例
21	8	0.9	97	3.5×10^3	0.9	0.04	1288	1928	0.67	44	○○	○	本発明例
22		1.2 *	98	3.4×10^3	0.9	0.04	1223	1924	0.64 *	48	○○	○	比較例
23		2.5 *	96	3.6×10^3	0.9	0.04	1034	1861	0.56 *	49	○○	○	比較例
24		0.9	99	2.4×10^3	0.9	0.04	950	1290 *	0.74	69	○○	○	比較例
25	9	0.8	97	3.7×10^3	1.9	0.16	1280	1953	0.66	38	○○	○	本発明例
26	10	0.6	98	3.6×10^3	1.8	0.15	1320	1976	0.67	35	○○	○	本発明例
27	11 *	0.8	98	3.5×10^3	0.8	0.03	1269	1920	0.66	52	××	-	比較例
28	12 *	0.6	97	2.7×10^3	1.0	0.03	1189	1765	0.67	43	×	○○	比較例
29	13	1.0	98	3.5×10^3	0.5	0.02	1212	1850	0.66 **	44	○○	××	参考例
30	14	0.9 #	98	3.4×10^3	0.5	0.03	1210	1848	0.65 **	43	××	-	参考例
31	15	0.8	98	3.5×10^3	0.4	0.03	1212	1849	0.66 **	44	○○	××	比較例
32	16	0.9	98	5.7×10^3 *	0.5	0.03	1212	1846	0.66	29	××	-	比較例
33	17	0.9	98	5.6×10^3 *	0.5	0.03	1213	1849	0.66	28	××	-	比較例
34	18 *	0.7	95	5.5×10^3 *	0.6	0.04	1195	1780	0.69	31	×	○○	比較例

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。
** 部分的にYRが0.65未満になることを意味する。
# マルテンサイト率が100%になる部分が存在し、当該部分の衝撃値が33J/cm^{2}であることを意味する。

[0130] 表１～４を参照して、本発明で規定される化学組成および組織の全てを満たした試験Ｎｏ．１～４、１０～１６、１９～２１、２５および２６では、引張強度が１．４ＧＰａ以上であり、０．６５以上の降伏比を有し、かつ、３５Ｊ／ｃｍ^{2}以上の衝撃値を有し靭性に優れる結果となった。なかでもＭｎ

偏析度αの値が１．６以下でかつ清浄度が０．１０％以下である試験Ｎｏ．１、３、４、１０～１６および１９～２１では、４０Ｊ／ｃｍ^{2}以上の衝撃値を有し、特に靭性に優れる結果となった。

[0131] 一方、試験Ｎｏ．５～７、１７、２２および２３では、Ｍｓ点から１００℃までの冷却速度が低すぎたことに起因して、残留オーステナイトの体積率が１．０％を超え、その結果、降伏比が０．６５未満となり、所望の耐衝撃特性を得ることができなかった。

[0132] また、試験Ｎｏ．８、１８および２４では、Ａｃ$_3$点～Ａｃ$_3$点＋２００℃の温度域まで加熱する際の加熱条件が不適切であったことに起因して、脱炭が顕著となり、１．４ＧＰａ以上の引張強度を確保することができなかった。

[0133] 本発明の化学組成を満足していない試験Ｎｏ．２７および２８では、最大高さ粗さＲｚの値が３．０μｍ未満となったため、スケール密着性が不良であった。試験Ｎｏ．３２および３３では、熱間圧延工程における粗圧延が終了してから仕上げ圧延を開始するまでの時間が１０ｓを超えた。また、試験Ｎｏ．３４では、Ｓｉ含有量が本発明で規定する範囲より低く、また巻取温度が高かった。これらに起因して、試験Ｎｏ．３２～３４では、最大高さ粗さＲｚの値が３．０μｍ未満となったことに加えて、残留炭化物数密度が４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}を超えたため、スケール密着性が不良であり、かつ、衝撃値が３５Ｊ／ｃｍ^{2}未満となり、所望の靭性が得られなかった。

[0134] なお、試験Ｎｏ．２９～３１は、本発明の規定は満足するものの、スケール特性に劣る熱処理用鋼板を用いた参考例である。試験Ｎｏ．２９および３１では、熱間圧延後の酸洗工程における溶削量が不十分であったことに起因して、最大高さ粗さＲｚの値が１０．０μｍを超えたため、スケール剥離性が不良であった。さらに、試験Ｎｏ．３０では、熱間圧延後の酸洗工程における溶削量が過剰であったことに起因して、最大高さ粗さＲｚの値が３．０μｍ未満となったため、スケール密着性が不良であった。

[0135] 試験Ｎｏ．２９および３１では、最大高さ粗さが過大であったため、凹凸

形状に起因して、部分的に冷却むらが生じた。また、試験Ｎｏ．３０では、スケールの密着性が悪いため、部分的に冷却むらが生じた。そのため、これらのサンプルについては、材質にばらつきが生じた。さらに、試験Ｎｏ．３０では、マルテンサイト率が１００％となる部分が存在し、当該部分を切り出して衝撃値の測定を行うと、３５Ｊ／ｃｍ^{2}未満となった。これらの傾向は、熱間成形を実際に行った場合にはより顕著であった。

産業上の利用可能性

[0136] 本発明によれば、熱間成形時のスケール密着性に優れる熱処理用鋼板に対して、熱処理または熱間成形処理を施すことによって、十分な引張強度を有するとともに高い降伏比および優れた靭性を有する熱処理鋼板部材を得ることが可能となる。本発明に係る熱処理鋼板部材は、特にバンパーレインフォースおよびセンターピラー等の自動車の耐衝突部品として用いるのに好適である。

請求の範囲

[請求項1] 化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０５～０．５０％、

Ｓｉ：０．５０～５．０％、

Ｍｎ：１．５～４．０％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ｎ：０．０１％以下、

Ｔｉ：０．０１～０．１０％、

Ｂ：０．０００５～０．０１０％、

Ｃｒ：０～１．０％、

Ｎｉ：０～２．０％、

Ｃｕ：０～１．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｖ：０～１．０％、

Ｃａ：０～０．０１％、

Ａｌ：０～１．０％、

Ｎｂ：０～１．０％、

ＲＥＭ：０～０．１％、

残部：Ｆｅおよび不純物であり、

マルテンサイトを主体とし、かつ、残留オーステナイトの体積率が０．２～１．０％である金属組織を有し、

前記鋼板部材中に存在する円相当直径が０．１μｍ以上の残留炭化物の数密度が４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下であり、

引張強度が１．４ＧＰａ以上であり、降伏比が０．６５以上である、

熱処理鋼板部材。

[請求項2] 前記化学組成が、質量％で、

Ｃｒ：０．０１～１．０％、

Ｎｉ：０．１～２．０％、

Ｃｕ：０．１～１．０％、

Ｍｏ：０．１～１．０％、

Ｖ：０．１～１．０％、

Ｃａ：０．００１～０．０１％、

Ａｌ：０．０１～１．０％

Ｎｂ：０．０１～１．０％、および

ＲＥＭ：０．００１～０．１％、

から選択される１種以上を含有する、

請求項１に記載の熱処理鋼板部材。

[請求項3] 下記（ii）式で表されるＭｎ偏析度αが１．６以下である、

請求項１または請求項２に記載の熱処理鋼板部材。

α＝［板厚中心部での最大Ｍｎ濃度（質量％）］／［表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度（質量％）］ ・・・（ii）

[請求項4] ＪＩＳ Ｇ ０５５５（２００３）で規定される鋼の清浄度の値が０．１０％以下である、

請求項１から請求項３までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材。

[請求項5] 質量％で、

Ｃ：０．０５～０．５０％、

Ｓｉ：０．５０～５．０％、

Ｍｎ：１．５～４．０％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ｎ：０．０１％以下、

Ｔｉ：０．０１～０．１０％、

Ｂ：０．０００５～０．０１０％、

Ｃｒ：０～１．０％、

Ｎｉ：０～２．０％、

Ｃｕ：０～１．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｖ：０～１．０％、

Ｃａ：０～０．０１％、

Ａｌ：０～１．０％、

Ｎｂ：０～１．０％、

ＲＥＭ：０～０．１％、

残部：Ｆｅおよび不純物である化学組成を有し、

表面における最大高さ粗さＲｚが３．０～１０．０μｍであり、

円相当直径が０．１μｍ以上の炭化物の数密度が８．０×10^3個／mm^2以下である鋼板を、

５℃／ｓ以上の平均昇温速度でAc_3点～Ac_3点＋２００℃の温度域まで加熱した後、前記温度域からＭｓ点まで上部臨界冷却速度以上で冷却し、その後、Ｍｓ点から１００℃まで６０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する、

熱処理鋼板部材の製造方法。

[請求項6] 前記化学組成が、質量％で、

Ｃｒ：０．０１～１．０％、

Ｎｉ：０．１～２．０％、

Ｃｕ：０．１～１．０％、

Ｍｏ：０．１～１．０％、

Ｖ：０．１～１．０％、

Ｃａ：０．００１～０．０１％、

Ａｌ：０．０１～１．０％

Ｎｂ：０．０１～１．０％、および

ＲＥＭ：０．００１～０．１％、

から選択される１種以上を含有する、

請求項５に記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

[請求項7] 前記鋼板部材中に存在する残留炭化物の数密度が４．０×１０^{3}個／ｍｍ^{2}以下である、

請求項５または請求項６に記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

[請求項8] 下記（ｉｉ）式で表されるＭｎ偏析度αが１．６以下である、

請求項５から請求項７までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

α＝［板厚中心部での最大Ｍｎ濃度（質量％）］／［表面から板厚の１／４深さ位置での平均Ｍｎ濃度（質量％）］ ・・・（ｉｉ）

[請求項9] ＪＩＳ Ｇ ０５５５（２００３）で規定される鋼の清浄度の値が０．１０％以下である、

請求項５から請求項８までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

[請求項10] 前記温度域まで加熱した後、Ｍｓ点まで冷却する前に、前記鋼板に熱間成形を施す、

請求項５から請求項９までのいずれかに記載の熱処理鋼板部材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/061426

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D1/18*(2006.01)i, *C21D9/00*(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/60*(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00, C21D1/18, C21D9/00, C21D9/46, C22C38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2016 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2016

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2010-215958 A (JFE Steel Corp.), 30 September 2010 (30.09.2010), (Family: none)	1-10
A	JP 2008-45195 A (Kobe Steel, Ltd.), 28 February 2008 (28.02.2008), & KR 10-2008-0017244 A & KR 10-2009-0092258 A	1-10
A	JP 2012-31466 A (JFE Steel Corp.), 16 February 2012 (16.02.2012), (Family: none)	1-10
A	JP 2006-219738 A (Nippon Steel Corp.), 24 August 2006 (24.08.2006), (Family: none)	1-10

☐ 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	Date of mailing of the international search report
22 April 2016 (22.04.16)	10 May 2016 (10.05.16)
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Authorized officer Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１６／０６１４２６

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00, C21D1/18, C21D9/00, C21D9/46, C22C38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報　１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報　１９７１－２０１６年
日本国実用新案登録公報　１９９６－２０１６年
日本国登録実用新案公報　１９９４－２０１６年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2010-215958 A（ＪＦＥスチール株式会社）2010.09.30,（ファミリーなし）	1-10
A	JP 2008-45195 A（株式会社神戸製鋼所）2008.02.28, & KR 10-2008-0017244 A & KR 10-2009-0092258 A	1-10
A	JP 2012-31466 A（ＪＦＥスチール株式会社）2012.02.16,（ファミリーなし）	1-10

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
２２．０４．２０１６	１０．０５．２０１６

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　４４２７
岸　智之
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

C（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2006-219738 A (新日本製鐵株式会社) 2006.08.24, (ファミリーなし)	1-10