

(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
2015年6月4日(04.06.2015)

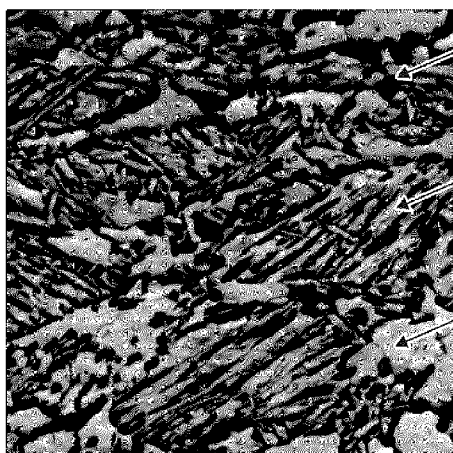


(10) 国際公開番号
WO 2015/080242 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B21D 22/20 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/081514
- (22) 国際出願日: 2014年11月28日(28.11.2014)
- (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 2013-247814 2013年11月29日(29.11.2013) 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: 林 宏太郎 (HAYASHI, Koutarou); 〒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: 特許業務法人太陽国際特許事務所 (TAIYO, NAKAJIMA & KATO); 〒1600022 東京都新宿区新宿4丁目3番17号 特許業務法人太陽国際特許事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

(54) Title: HOT-FORMED STEEL SHEET MEMBER, METHOD FOR PRODUCING SAME, AND STEEL SHEET FOR HOT FORMING

(54) 発明の名称: 熱間成形鋼板部材およびその製造方法ならびに熱間成形用鋼板



AA Martensite
BB Tempered martensite
CC Ferrite

(57) Abstract: The present invention produces a hot-formed steel sheet member which has the following: a chemical composition that contains, in terms of mass%, 0.100%-0.340% of C, 0.50%-2.00% of Si, 1.00%-3.00% of Mn, 0.050% or less of P, 0.0100% or less of S, 0.001%-1.000% of sol. Al and 0.0100% or less of N, with the remainder consisting of Fe and impurities; and a steel structure that contains, in terms of areal percentage, 5%-50% of ferrite, a total of 20%-70% of tempered martensite and/or tempered bainite, and 25%-75% of martensite, with the total areal percentage of these being 90% or more, and that also contains 0%-5% of retained austenite. The hot-formed steel sheet member exhibits high strength as well as excellent ductility and bendability.

(57) 要約: 本発明は、質量%で、C : 0.100%~0.340%、Si : 0.50%~2.00%、Mn : 1.00%~3.00%、P : 0.050%以下、S : 0.0100%以下、sol. Al : 0.001%~1.000%およびN : 0.0100%以下、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有し、面積%で、フェライト : 5%~50%、焼戻しマルテンサイト及び/又は焼戻しバ

イナイト : 合計20%~70%、マルテンサイト : 25%~75%であって、これらの合計が90%以上、さらに残留オーステナイト : 0%~5%を含む鋼組織を有する熱間成形鋼板部材を製造し、高強度と優れた延性及び曲げ性を得るものである。

WO 2015/080242 A1

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：

熱間成形鋼板部材およびその製造方法ならびに熱間成形用鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、例えば、自動車のボディー構造部品を始めとする機械構造部品等に使用される、熱間成形鋼板部材およびその製造方法ならびに熱間成形用鋼板に関する。具体的には、本発明は、高い引張強度を有しながら、優れた延性と曲げ性を有する熱間成形鋼板部材およびその製造方法ならびにそれを得るための熱間成形用鋼板に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の軽量化のため、車体に使用する鋼材の高強度化を図り、使用重量を減ずる努力が進められている。自動車に広く使用される薄鋼板においては、鋼板強度の増加に伴い、プレス成形性が低下し、複雑な形状の部材を製造することが困難になる。具体的には、延性が低下し、加工度が高い部位で破断が生じる、あるいは、スプリングバックや壁反りが大きくなり、寸法精度が劣化する、といった問題が発生する。したがって、高強度、特に 980MPa 級以上の引張強度を有する鋼板を用いて、プレス成形によりそのような部材を製造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できるが、長手方向に一様な断面を有する部材にしか適用できない。

[0003] 一方、特許文献 1 に開示されているように、加熱した鋼板をプレス成形する熱間プレスと呼ばれる方法では、鋼板が高温で軟質、高延性になっているため、複雑な形状の部材を寸法精度よく成形することが可能である。さらに、鋼板をオーステナイト単相域に加熱しておき、金型内で急冷（焼入れ）することによって、マルテンサイト変態による部材の高強度化を同時に達成できる。したがって、このような熱間プレス法は、部材の高強度化と鋼板の成形性とを同時に確保できる優れた成形方法である。

- [0004] また、特許文献2には、室温で予め所定の形状に成形後、オーステナイト域に加熱し、金型内で急冷することによって、部材の高強度化を達成する予プレスクエンチ法が開示されている。このような熱間プレスの一態様である予プレスクエンチ法は、金型により部材を拘束して熱歪による変形を抑制することができるので、部材の高強度化と高い寸法精度とを同時に確保することができる優れた成形方法である。
- [0005] しかし、近年に至っては、熱間プレス鋼板部材には延性も求められるようになってきており、鋼組織が実質的にマルテンサイト単相である、特許文献1や特許文献2に代表される従来技術では、斯かる要求に応えることができないという問題が生じている。
- [0006] このような背景から、特許文献3には、鋼板をフェライトとオーステナイトの二相温度域に加熱しておき、さらに、二相組織を保ったままプレスし、金型内で急冷することによって、フェライトとマルテンサイトの二相組織による高強度かつ延性に優れるとされる熱間プレス鋼板部材が開示されている。しかし、このような二相加熱条件においては、鋼組織が不均一になり易いので、熱間プレス鋼板部材の曲げ性と靱性が劣化し、その衝撃吸収特性が著しく低下する場合がある。
- [0007] 一方、特許文献4には、マルテンサイトまたはベイナイトが80体積%以上の鋼組織を有する鋼板を A_{c1} 変態点以上で加熱し、金型内で急冷することによって得られた、組織が3~20体積%の残留オーステナイト、30~97体積%の焼戻しマルテンサイトまたは焼戻しベイナイト、0~67体積%のマルテンサイトを含む高強度かつ延性に優れるとされる熱間プレス鋼板部材が開示されている。
- [0008] その他、特許文献5には、マルテンサイトの鋼板組織全体に対する面積率が10%以上85%以下、マルテンサイトのうち25%以上が焼戻しマルテンサイトであり、残留オーステナイト量が5%以上40%以下、ベイナイト中のベイニティックフェライトの鋼板組織全体に対する面積率が5%以上、鋼板組織全体に対する、マルテンサイトの面積率、残留オーステナイトの面

積率およびベイナイト中のベイニティックフェライトの面積率の合計が65%以上を満足する高強度プレス部材が開示されている。

また、特許文献6には、ベイナイトおよびマルテンサイトの合計分率が80面積%以上である熱間プレス用鋼板が開示されている。

また、特許文献7には、フェライトの分率が30面積%以上である熱間プレス用鋼板が開示されている。

[0009] 特許文献1：英国特許第1490535号明細書

特許文献2：日本国特開平10-96031号公報

特許文献3：日本国特開2010-65292号公報

特許文献4：日本国特開2012-237066号公報

特許文献5：国際公開WO2011/111333号公報

特許文献6：日本国特開2013-185243号公報

特許文献7：日本国特開2013-185248号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 例えば、特許文献4に記載されているように、熱間プレス用鋼板の鋼組織をベイナイトまたはマルテンサイト主体にすることによって、熱間プレス鋼板部材の延性だけでなく、本発明者らの検討によれば、靱性も向上することが明らかになった。しかし、そのような部材の組織制御によっても、曲げ性の劣化は解決されず、衝撃変形時の座屈部に生じる部材の曲げ割れを防止することができない。この問題は、鋼材の引張強度が高くなると（例えば980MPa以上になると）顕在化する。このように、引張強度が高く（例えば、引張強度が980MPa以上であり）、延性に加えて曲げ性にも優れた熱間プレス鋼板部材については、製造技術の確立はもちろんのこと、そのような製品自体が未だ提案されていないのが現状である。

[0011] 同様に、熱間プレス鋼板部材以外にも、ロール成形部材等の熱間成形鋼板部材全般でも、引張強度が高く（例えば、引張強度が980MPa以上であり）、延性に加えて曲げ性にも優れた熱間成形鋼板部材について、製造技術

の確立はもちろんのこと、そのような製品自体が未だ提案されていないのが現状である。

[0012] 本発明の具体的課題は、上述したように従来技術にはない、熱間プレス後、延性および曲げ性に優れた、引張強度が高い熱間プレス鋼板部材およびその製造方法ならびにそれを得るための熱間プレス用鋼板を提供することである。そして、一般化すれば、本発明は、熱間プレスと同様に成形と同時または直後に鋼板を冷却する手段を備えている熱間成形への適用も可能である。このため、本発明の具体的課題は、熱間成形後、高い引張強度を有しながらも、延性と曲げ性に優れた熱間成形鋼板部材およびその製造方法ならびにそれを得るための熱間成形用鋼板を提供することでもある。

課題を解決するための手段

[0013] 本発明者らは、高い引張強度を有する熱間成形鋼板部材の延性と曲げ性を改善するために鋭意検討を行った。その結果、次の新規な知見を得た。即ち、特定量のCおよびMnに対してSiを積極的に含有させた化学組成を有するとともに、フェライトとマルテンサイトおよびベイナイトの少なくとも一方とを含む鋼組織を有する熱間成形用鋼板を用いる。さらに、その熱間成形用鋼板に対する最適な熱間成形の熱処理条件を適用する。これによって、従来の熱間成形鋼板部材とは異なり、鋼組織を、残留オーステナイトを含まない又は含んでも面積率が5%以下とし、かつフェライトと焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの少なくとも一方とマルテンサイトとを所定の面積率で含む複相にする。そして、上記化学組成および上記鋼組織を有することにより、高い引張強度を有しながら、延性と曲げ性にも優れた熱間成形鋼板部材を製造できるという新規な知見を得た。

[0014] 上記知見に基づく本発明は次のとおりである。

(1) 質量%で、C：0.100%~0.340%、Si：0.50%~2.00%、Mn：1.00%~3.00%、P：0.050%以下、S：0.0100%以下、sol. Al：0.001%~1.000%およびN：0.0100%以下を含有し、残部Feおよび不純物からなる化学組成を

有し、

フェライトと、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトのすくなくとも一方と、マルテンサイトとを含む鋼組織であって、面積%で、フェライト：5%～50%、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイト：合計で20%～70%、マルテンサイト：25%～75%、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイト：合計で90%以上、残留オーステナイト：0%～5%である鋼組織を有する、熱間成形鋼板部材。

[0015] (2) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ti：0.200%以下、Nb：0.200%以下、V：0.200%以下、Cr：1.000%以下、Mo：1.000%以下、Cu：1.000%以下およびNi：1.000%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する(1)項に記載の熱間成形鋼板部材。

[0016] (3) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、B：0.0025%以下を含有する(1)項または(2)項に記載の熱間成形鋼板部材。

[0017] (4) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ca：0.0100%以下、Mg：0.0100%以下、REM：0.0100%以下およびZr：0.0100%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する(1)項から(3)項までのいずれか1項に記載の熱間成形鋼板部材。

[0018] (5) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Bi：0.0100%以下を含有する(1)項から(4)項までのいずれか1項に記載の熱間成形鋼板部材。

[0019] (6) 質量%で、C：0.100%～0.340%、Si：0.50%～2.00%、Mn：1.00%～3.00%、P：0.050%以下、S：0.0100%以下、sol. Al：0.001%～1.000%およびN：0.0100%以下を含有し、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有し、

アスペクト比が2.0以下のフェライトと、マルテンサイトおよびベイナイトの少なくとも一方とを含む鋼組織であって、面積%で、フェライト：5%～50%、マルテンサイトおよびベイナイト：合計で45%～90%、フェライト、マルテンサイトおよびベイナイト：合計で90%以上である鋼組織を有する熱間成形用鋼板。

[0020] (7) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ti：0.200%以下、Nb：0.200%以下、V：0.200%以下、Cr：1.000%以下、Mo：1.000%以下、Cu：1.000%以下およびNi：1.000%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、(6)項に記載の熱間成形用鋼板。

[0021] (8) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、B：0.0025%以下を含有する、(6)項または(7)項に記載の熱間成形用鋼板。

[0022] (9) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ca：0.0100%以下、Mg：0.0100%以下、REM：0.0100%以下およびZr：0.0100%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、(6)項から(8)項までのいずれか1項に記載の熱間成形用鋼板。

[0023] (10) 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Bi：0.0100%以下を含有する、(6)項から(9)項までのいずれか1項に記載の熱間成形用鋼板。

[0024] (11) (6)項から(10)項までのいずれか1項に記載の熱間成形用鋼板を、720℃以上Ac₃点未満の温度域に加熱し、前記加熱の終了から熱間成形の開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間を3秒間～20秒間として熱間成形を施し、10℃/秒～500℃/秒の平均冷却速度でM_s点以下の温度域まで冷却する、熱間成形鋼板部材の製造方法。

発明の効果

[0025] 本発明により、熱間成形のまま、引張強度が高く、延性に優れ、かつ曲げ性にも優れた熱間成形鋼板部材の実用化が初めて可能になるという、技術

的に価値ある効果が達成される。本発明に係る熱間成形鋼板部材は、極度の塑性変形が生じる衝突でも、曲げ変形することで衝撃を吸収することができるという極めて優れた衝突特性を示す。このため、本発明に係る熱間成形鋼板部材は、特に自動車のボディー構造部品の製造に適しているが、機械構造部品など他の用途にも無論適用され得る。

図面の簡単な説明

[0026] [図1]図1は、本発明の鋼組織の一例を示す写真である。

発明を実施するための形態

[0027] 次に、本発明において、各範囲に限定した理由を説明する。なお、以下の説明においては、熱間成形について具体的態様である熱間プレス为例にとつて説明する。また、「～」で示された数値範囲は、その前後に記載される数値を各々最小値及び最大値とした範囲を示す。

[0028] 1. 化学組成

はじめに、本発明に係る熱間成形鋼板部材（以下、単に「鋼板部材」ともいう。）および熱間成形用鋼板（以下、単に「鋼板」ともいう。）の化学組成を上述のように規定した理由を説明する。以下の説明において、各合金元素の含有量を表す「％」は、特に断りがない限り「質量％」を意味する。

[0029] (C : 0.100%~0.340%)

Cは、鋼の焼入れ性を高め、かつ熱間プレス後（焼入れ後）の強度を主に決定する、非常に重要な元素である。C含有量が0.100%未満では熱間プレス後（焼入れ後）の引張強度（例えば、980MPa以上の引張強度）を確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.100%以上とし、好ましくは0.120%以上である。一方、C含有量が0.340%超では、熱間プレス後（焼入れ後）のマルテンサイトが硬質となり、曲げ性の劣化が顕著となるだけでなく、延性も低下する場合がある。したがって、C含有量は0.340%以下とする。なお、溶接性の観点からはC含有量を0.300%以下とすることが好ましく、さらに好ましくは0.280%以下である。

[0030] (Si : 0.50%~2.00%)

Siは、フェライトとオーステナイトの二相温度域に加熱した鋼の延性を向上させて、かつ熱間プレス後（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。Si含有量が0.50%未満では上記作用を得ることが困難である。したがって、Si含有量は0.50%以上とする。なお、溶接性を向上させる観点からはSi含有量を0.70%以上とすることが好ましく、さらに好ましくは1.10%以上である。一方、Si含有量が2.00%超では、上記作用による効果は飽和して経済的に不利となるうえに、めっき濡れ性の低下が著しくなり、不めっきが多発する。したがって、Si含有量は2.00%以下とする。また、熱間成形鋼板部材の表面欠陥を抑える観点からはSi含有量を1.80%以下にすることが好ましく、さらに好ましくは1.50%以下である。

[0031] (Mn : 1.00%~3.00%)

Mnは、鋼の焼入れ性を高め、かつ熱間プレス後（焼入れ後）の強度を確保するために、非常に効果のある元素である。しかし、Mn含有量が1.00%未満では、熱間プレス後（焼入れ後）の引張強度（例えば、980MPa以上の引張強度）を確保することが非常に困難となるだけでなく、曲げ性も低下する場合がある。したがって、Mn含有量は1.00%以上とする。上記作用をより確実に得るには、Mn含有量を1.10%以上とすることが好ましく、さらに好ましくは1.20%以上である。一方、Mn含有量が3.00%超では、熱間プレス後（焼入れ後）の鋼組織がMn偏析による顕著なバンド状になり、靱性が低下し、衝突特性の劣化が顕著になる。したがって、Mn含有量は3.00%以下とする。なお、熱間圧延および冷間圧延時における生産性の観点からはMn含有量を2.50%以下とすることが好ましく、さらに好ましくは2.40%以下である。

[0032] C、SiおよびMnを上記範囲内に規定することで、熱間成形用鋼板の鋼組織を、フェライトとマルテンサイトおよびベイナイトの少なくとも一方とを含む複相の鋼組織とすることが可能となり、さらに、熱間プレスに際して

の加熱条件を本発明にしたがって規定することで、熱間成形鋼板部材の鋼組織が所望の複相の鋼組織になる。

[0033] (P : 0.050%以下)

Pは、一般には鋼に含有される不純物であるが、固溶強化により鋼板の強度を高める作用を有するので積極的に含有させてもよい。しかし、P含有量が0.050%超では溶接性の劣化が著しくなる。したがって、P含有量は0.050%以下とする。P含有量は好ましくは0.018%以下である。上記作用による効果をより確実に得るには、P含有量を0.003%以上とすることが好ましい。

[0034] (S : 0.0100%以下)

Sは、鋼に含有される不純物であり、溶接性の観点からは少ないほど好ましい。S含有量が0.0100%超では溶接性の低下が著しくなる。したがって、S含有量は0.0100%以下とする。S含有量は好ましくは0.0030%以下、さらに好ましくは0.0015%以下である。なお、脱硫コストの観点から、S含有量は、0.0006%以上とすることが好ましい。

[0035] (sol. Al (soluble Al) : 0.001%~1.000%)

Alは、鋼を脱酸して鋼材を健全化する作用を有する元素である。sol. Al含有量が0.001%未満では上記作用を得ることが困難となる。したがって、sol. Al含有量は0.001%以上とし、好ましくは0.015%以上とする。一方、sol. Al含有量が1.000%超では、溶接性の低下が著しくなるとともに、酸化物系介在物が増加して表面性状の劣化が著しくなる。したがって、sol. Al含有量は1.000%以下とし、好ましくは0.080%以下とする。なお、sol. Alとは、 Al_2O_3 等の酸化物になっておらず、酸に可溶する酸可溶Alを意味する。

[0036] (N : 0.0100%以下)

Nは、鋼に含有される不純物であり、溶接性の観点からは少ないほど好ましい。N含有量が0.0100%超では溶接性の低下が著しくなる。したが

って、N含有量は0.0100%以下とし、好ましくは0.0060%以下とする。なお、脱窒コストの観点から、N含有量は、0.0020%以上とすることが好ましい。

[0037] [不純物]

不純物とは、原材料に含まれる成分、または、製造の過程で混入する成分であって、意図的に鋼板部材又は熱間成形用鋼板に含有させたものではない成分を指す。

[0038] 本発明に係る鋼板部材および熱間成形用鋼板の化学組成は、以下に説明するような元素をさらに少なくとも1種含有してもよい。

[0039] (Ti: 0.200%以下、Nb: 0.200%以下、V: 0.200%以下、Cr: 1.000%以下、Mo: 1.000%以下、Cu: 1.000%以下およびNi: 1.000%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上)

これらの元素は、いずれも熱間プレス後（焼入れ後）の強度を安定して確保するために効果のある元素である。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、Ti、NbおよびVについては、それぞれ0.200%を超えて含有させると、熱間圧延および冷間圧延が困難になる場合があるだけでなく、逆に安定した強度確保が困難になる場合がある。したがって、Ti含有量、Nb含有量およびV含有量は、それぞれ0.200%以下とすることが好ましい。また、Crについては、1.000%を超えると、安定した強度確保が困難になる場合がある。したがって、Cr含有量は、1.000%以下とすることが好ましい。また、Moについては、1.000%を超えて含有させると、熱間圧延および冷間圧延が困難になる場合がある。したがって、Mo含有量は、1.000%以下とすることが好ましい。そして、CuとNiはそれぞれ1.000%を超えて含有させても、上記作用による効果は飽和し易く経済的に不利となる場合があるうえに、熱間圧延や冷間圧延が困難となる場合がある。したがって、Cu含有量およびNi含有量は、それぞれ1.000%以下とすることが好ましい。

[0040] なお、上記作用による効果をより確実に得るには、Ti : 0.003%以上、Nb : 0.003%以上、V : 0.003%以上、Cr : 0.005%以上、Mo : 0.005%以上、Cu : 0.005%以上およびNi : 0.005%以上の少なくとも一つを満足させることが好ましい。

つまり、Ti含有量の下限値は0.003%が好ましい。Nb含有量の下限値は0.003%が好ましい。V含有量の下限値は0.003%が好ましい。Cr含有量の下限値は0.005%が好ましい。Mo含有量の下限値は0.005%が好ましい。Cu含有量の下限値は0.005%が好ましい。Ni含有量の下限値は0.005%が好ましい。

[0041] (B : 0.0025%以下)

Bは、鋼の靱性を高める作用を有する元素である。したがって、Bを含有させてもよい。しかし、0.0025%を超える量でBを含有させると、熱間成形用鋼板において、鋼組織がフェライトを含み難くなる場合があり、熱間成形鋼板部材の延性と曲げ性が劣化する場合がある。したがって、B含有量は0.0025%以下とすることが好ましい。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、B含有量を0.0003%以上とすることが好ましい。

[0042] (Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下およびZr : 0.0100%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上)

これらの元素は、いずれも介在物制御、特に介在物の微細分散化に寄与し、靱性を高める作用を有する元素である。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、いずれの元素も0.0100%を超えて含有させると、表面性状の劣化が顕在化する場合がある。したがって、各元素の含有量はそれぞれ0.0100%以下とすることが好ましい。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、これらの元素の少なくとも一つの含有量を0.0003%以上とすることが好ましい。つまり、Ca含有量、Mg含有量、REM含有量およびZr含有量の下限値は、それぞれ

れ0.0003%とすることが好ましい。

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、その少なくとも1種である。上記REMの含有量はこれらの元素の少なくとも1種の合計含有量を意味する。ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。

[0043] (Bi: 0.0100%以下)

Biは、組織を均一にし、曲げ性を高める作用を有する元素である。したがって、Biを含有させてもよい。しかし、0.0100%を超えてBiを含有させると、熱間加工性が劣化して、熱間圧延が困難になる場合がある。したがって、Bi含有量は0.0100%以下とすることが好ましい。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、Bi含有量を0.0003%以上とすることが好ましい。

[0044] 2. 熱間成形鋼板部材の鋼組織

次に、本発明に係る熱間成形鋼板部材の鋼組織について説明する。

本発明に係る熱間成形鋼板部材は、フェライトと、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトのすくなくとも一方と、マルテンサイトとを下記所定の面積率で含む鋼組織を有する。つまり、この鋼組織は、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの一方のみを含有していてもよいし、双方を含有していてもよい。そして、この鋼組織は、残留オーステナイトを含まない又は含んでも面積率5%以下で含む。

[0045] ここで、図1に、本発明の鋼組織の一例を示す。図1の鋼組織では、フェライトと、焼戻しマルテンサイトと、マルテンサイトとを含み、残留オーステナイトを含まない鋼組織を示している。

[0046] (フェライトの面積率: 5%~50%)

フェライトの面積率が5%未満では、延性と曲げ性が低下する。したがって、フェライトの面積率は5%以上とし、好ましくは15%以上とする。一方、フェライトの面積率が50%超では、曲げ性が低下する。したがって、フェライトの面積率は50%以下とし、好ましくは40%以下とする。

[0047] なお、フェライトのアスペクト比は、曲げ性の低下を抑制する点から、2.0以下とすることが好ましい。フェライトのアスペクト比が2.0を超えると、フェライト（フェライトの結晶粒）の異方性が高まり、応力集中の起点となり、曲げ性が低下する場合がある。したがって、フェライトのアスペクト比は2.0以下とすることが好ましく、より好ましくは1.8以下とする。一方、フェライトのアスペクト比が1.0に近い程、フェライト（フェライトの結晶粒）の異方性が低減するため、フェライトのアスペクト比の下限值は、1.0であることがよい。但し、熱間プレス後の鋼板部材の降伏強度を高める観点から、フェライトのアスペクト比の下限值は、1.2とすることが好ましい。

フェライトのアスペクト比は、後述する実施例において詳述する方法により測定される値である。

[0048] （焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率：20%～70%）

焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が20%未満では、曲げ性が低下する。したがって、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率は20%以上とし、好ましくは30%以上とする。一方、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの合計面積率が70%超では、延性が低下する。したがって、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの合計面積率は70%以下とし、好ましくは50%以下とする。

[0049] （マルテンサイトの面積率：25%～75%）

マルテンサイトを鋼中に形成させることにより、熱間プレス後（焼入れ後）の強度を高めることができる。マルテンサイトの面積率が25%未満では、熱間プレス後（焼入れ後）の引張強度（例えば、980MPa以上の引張強度）を確保することが困難となる。したがって、マルテンサイトの面積率は25%以上とする。一方、マルテンサイトの面積率が75%超では、延性が低下する。したがって、マルテンサイトの面積率は75%以下とし、好ま

しくは50%以下とする。

[0050] ここで、「マルテンサイト」とは、焼き入れままのマルテンサイト、および、焼き入れままのマルテンサイトが時効硬化した時効硬化後のマルテンサイトの双方を意味する。つまり、「マルテンサイトの面積率」とは、焼き入れままのマルテンサイト、および焼き入れままのマルテンサイトが時効硬化した時効硬化後のマルテンサイトの合計面積率を意味する。

[0051] (フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイトの合計面積率：90%以上)

本発明に係る熱間成形鋼板部材は、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイトからなる組織を有することを基本とする。しかし、製造条件によっては、これら以外の相または組織として、ベイナイト、残留オーステナイト、セメンタイトおよびパーライトの1種または2種以上が混入する場合がある。この場合、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイト以外の相または組織が10%を超えると、これらの相または組織の影響により、目的とする特性が得られない場合がある。したがって、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイト以外の相または組織の混入は10%以下とし、好ましくは5%以下とする。すなわち、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイトの合計面積率は90%以上とし、好ましくは95%以上とする。なお、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイトの合計面積率の上限値は100%である。

[0052] (残留オーステナイトの面積率：0%~5%)

フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイト以外の相または組織のうち、特に、残留オーステナイトが面積率5%超えで混入(残留)すると、曲げ性が低下する。したがって、残留オーステナイトは含まない、又は含んでも、残留オーステナイトの面積率を5%以下とし、好ましくは3%以下とする。なお、残留オーステナイトの面積率は0%

が最も好ましい。

[0053] 以上の熱間成形鋼板部材の鋼組織における各相および組織の面積率は、後述する実施例において詳述する方法により測定される値である。

[0054] 本発明に係る鋼板部材は、鋼板から熱間成形された部材を意味し、例えば、熱間プレス成形された鋼板部材を包含する。代表的には、自動車ボディー構造部品に用いられるドアガードバーなどがある。その他、自動車用としては、バンパーレインフォースメントなどもある。機械構造部品用としては、鋼板を素材として製造された建築構造用熱間成形鋼管などもある。

[0055] 3. 機械特性

本発明に係る熱間成形鋼板部材は、自動車の軽量化に寄与する十分な強度として、980MPa以上の引張強度(TS)を有することが好ましい。

[0056] 4. 製造方法

次に、上記の特徴を有する本発明に係る熱間成形鋼板部材の好ましい製造方法について説明する。

[0057] 本発明に係る熱間成形鋼板部材において、高い引張強度(例えば980MPa以上の引張強度)を有しつつ、延性と曲げ性を得るには、上述のように、熱間プレス後(焼入れ後)の鋼組織を、マルテンサイト単相とするのではなく、フェライトの面積率が5%~50%、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が20%~70%、マルテンサイトの面積率が25%~75%、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイトの合計面積率が90%以上、並びに、残留オーステナイトの面積率が0%~5%である複相組織とする。

[0058] 本発明に係る熱間成形鋼板部材の鋼組織を得るには、熱間成形用の素材としての鋼板(熱間成形用鋼板)として、上記化学組成を有し、かつ、アスペクト比が2.0以下のフェライトと、マルテンサイトおよびベイナイトの少なくとも一方とを含む鋼組織であって、フェライトの面積率が5%~50%、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が45%~90%、フェライト、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が90%以上である鋼

組織（複相組織）を有する鋼板を用いることがよい。そして、この鋼板（熱間形成用鋼板）を、720℃以上Ac₃点未満の温度域に加熱して、次いで、加熱の終了から熱間プレスの開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間を3秒間～20秒間として熱間プレスを施し、10℃/秒～500℃/秒の平均冷却速度でM_s点以下の温度域まで冷却することがよい。

[0059] 上記化学組成および上記鋼組織を有する熱間成形用鋼板を上記条件で熱間プレスを施すことによって、熱間プレス後において、所望の鋼組織を有し、引張強度が高く（例えば、引張強度が980MPa以上であり）、延性と曲げ性に優れた熱間成形鋼板部材が得られる。

[0060] （熱間成形用鋼板の鋼組織）

－フェライトのアスペクト比：2.0以下－

フェライトのアスペクト比が2.0超えでは、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織におけるフェライトのアスペクト比も2.0超えとなる場合があるだけでなく、フェライトが加熱中に過剰にオーステナイトへと変態するようになり、熱間プレス後の鋼板部材のフェライト面積率が5%未満になる場合がある。この鋼板部材のフェライトのアスペクト比が2.0超えると、フェライト（フェライトの結晶粒）の異方性が高まり、応力集中の起点となり、曲げ性が低下する場合がある。したがって、フェライトのアスペクト比は、2.0以下とし、好ましくは1.8以下とする。一方、フェライトのアスペクト比が1.0に近い程、フェライト（フェライトの結晶粒）の異方性が低減するため、フェライトのアスペクト比の下限値は、1.0であることがよい。但し、熱間プレス後の鋼板部材の降伏強度を高める観点から、フェライトのアスペクト比の下限値は、1.2とすることが好ましい。

[0061] フェライトのアスペクト比は、後述する実施例において詳述する方法により測定される値である。

[0062] －フェライトの面積率：5%～50%－

フェライトの面積率が5%未満では、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織におけるフェライトの面積率も5%未満となる場合がある。したがって、フェ

ライトの面積率は、5%以上とし、好ましくは15%以上とする。同様に、フェライトの面積率が50%超えでは、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織におけるフェライトの面積率も50%超えとなる場合がある。したがって、フェライトの面積率は、50%以下とし、好ましくは45%以下とする。

[0063] −マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率：45%～90%−

マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が45%未満では、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織における焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が20%未満となる場合がある。また、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織におけるマルテンサイトの面積率が25%未満となる場合がある。したがって、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率は、45%以上とし、好ましくは50%以上とする。同様に、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が90%超えでは、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織における焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が70%超えとなる場合がある。また、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織におけるマルテンサイトの面積率が75%超えとなる場合がある。したがって、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率は、90%以下とし、好ましくは80%以下とする。

[0064] −フェライト、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率：90%以上−

フェライト、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が90%未満では、熱間プレス後の鋼板部材の鋼組織における、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイト以外の相または組織の混入が10%を超える場合がある。特に、残留オーステナイトの面積率が5%を超える場合がある。したがって、フェライト、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率は、90%以上とし、好ましくは93%以上とする。なお、フェライト、マルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率の上限値は100%である。

[0065] 以上の熱間成形用鋼板の鋼組織における各相および組織の面積率は、後述

する実施例において詳述する方法により測定される値である。

[0066] (熱間成形用鋼板の製造)

熱間成形用鋼板は、熱延鋼板、冷延鋼板、めっき鋼板のいずれでもよい。例えば、めっき鋼板には、アルミニウム系めっき鋼板、亜鉛系めっき鋼板等が挙げられる。

[0067] 上記鋼組織を有する熱延鋼板は、その化学組成について、C、SiおよびMnを上記範囲内に規定するので、850℃～930℃で仕上げ圧延を完了し、740℃～660℃の範囲に3秒間以上保持し、450℃以下の温度域で巻き取る熱延工程により製造することができる。また、上記鋼組織を有する冷延鋼板は、冷間圧延後に、780℃～900℃で加熱し、平均冷却速度10℃/秒以上で冷却する焼鈍工程により製造することができる。また、上記鋼組織を有するめっき鋼板は、上記熱延鋼板または上記冷延鋼板を製造後、熱延鋼板または冷延鋼板の表面に周知のめっき処理を施すことで製造することができる。

[0068] (熱間成形用鋼板の加熱：720℃以上Ac₃点未満の温度域に加熱)

熱間成形用鋼板の加熱は、720℃以上Ac₃点未満の温度とすることにより行う。ここで、Ac₃点(℃)は、下記実験式(i)により規定されるオーステナイト単相になるAc₃点(℃)未満の温度である。

$$Ac_3 = 910 - 203 \times (C^{0.5}) - 15.2 \times Ni + 44.7 \times Si + 104 \times V + 31.5 \times Mo - 30 \times Mn - 11 \times Cr - 20 \times Cu + 700 \times P + 400 \times sol. Al + 50 \times Ti \dots \dots (i)$$

ここで、上記式(i)中における元素記号は、前記鋼板の化学組成における各元素の含有量(単位：質量%)を示す。なお、式(i)は、鋼板に含まれない元素を0(0質量%)として算出する。

[0069] 加熱温度が720℃未満では、オーステナイト化が不十分となり、熱間プレスした鋼板にマルテンサイトが含まれず、熱間プレス後(焼入れ後)に高い引張強度(例えば、980MPa以上の引張強度)を確保することが困難となる。したがって、加熱温度は、720℃以上とし、好ましくは750℃

以上とする。一方、加熱温度が A_{c_3} 点以上になると、その後に空冷に曝されたとしても、熱間プレス後（焼入れ後）の鋼組織で、マルテンサイトの面積率が75%超となり、延性の劣化が顕著となる。したがって、加熱温度は A_{c_3} 点以下とし、好ましくは A_{c_3} 点 -30°C 以下とする。

[0070] このとき、 720°C までの加熱速度と上記温度域に保持する加熱時間は特に限定する必要はないが、それぞれ以下の範囲にすることが好ましい。

[0071] 720°C までの加熱に際しての平均加熱速度は、 $0.2^{\circ}\text{C}/\text{秒}\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ とすることが好ましい。上記平均加熱速度を $0.2^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることにより、より高い生産性を確保することが可能となる。また、上記平均加熱速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることにより、通常の炉を用いて加熱する場合において、加熱温度の制御が容易となる。

[0072] 720°C 以上 A_{c_3} 点未満の温度域における加熱時間は、2分間 ~ 10 分間とすることが好ましい。ここで、加熱時間は、鋼板の温度が 720°C に到達した時から加熱終了時までの時間である。加熱終了時間は、具体的には、炉加熱の場合には鋼板が加熱炉から取り出された時であり、通電加熱や誘導加熱の場合には通電等を終了した時である。上記加熱時間を2分間以上とすることにより、熱間プレス後（焼入れ後）の強度がより安定するようになる。また、上記保持時間を10分間以下とすることにより、鋼板部材の組織をより微細にすることができるので、鋼板部材の靱性が一層向上する。

[0073] （加熱の終了から熱間プレスの開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間：3秒間 ~ 20 秒間）

一般に、熱間成形用鋼板は、加熱炉等で加熱された後、熱間プレス装置まで搬送される。この際に、例えば、加熱炉からの抽出時、または、熱間プレス装置への搬送時若しくは投入時などに、その鋼板は一部において空冷に曝されることがある。このような空冷時には、フェライトが新たに生成、または、成長するので、空冷に曝される時間は引張強度に影響を及ぼす。したがって、熱間プレス後（焼入れ後）の強度を安定して確保するためには、そのような空冷は短時間とすることが好ましい。特に、加熱の終了から熱間プレ

スの開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間が20秒間超では、熱間プレス後（焼入れ後）の鋼板部材の引張強度が低下する、または、高い引張強度（例えば、980MPa以上の引張強度）が確保された場合でも、オーステナイトの炭素濃化が顕著となり、マルテンサイト変態部が割れやすくなって、曲げ性が低下する。したがって、加熱の終了から熱間プレスの開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間は20秒間以内とし、好ましくは16秒間以内とする。一方で、加熱時に生じたオーステナイトは針状に析出している。析出したオーステナイト一部は冷却中にフェライト変態し、オーステナイトの形態は針状から球状へと徐々に変化するので、加熱の終了から熱間プレスの開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間が3秒間未満で、熱間プレス（焼き入れ）し、マルテンサイト変態させると、針状のマルテンサイト変態部は応力集中の起点となり、曲げ性が低下するだけでなく、残留オーステナイトが生成しやすくなる。したがって、加熱の終了から熱間プレスの開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間は3秒間以上とし、好ましくは7秒間以上とし、より好ましくは10秒間以上とする。

ここで、空冷に曝される時間の調整は、加熱炉からの取り出し後、通常は空冷に曝されるプレス金型までの搬送時間を調整することで行うことができる。

[0074] (M_s 点以下の温度域までの平均冷却速度：10℃/秒～500℃/秒)

熱間成形用鋼板に熱間プレスを施し、10℃/秒～500℃/秒の平均冷却速度で M_s 点（ M_s 点＝マルテンサイト変態が始まる温度）以下の温度域まで冷却すると、拡散型変態が起き難くなる。平均冷却速度が10℃/秒未満では、ベイナイト変態が過度に進行する。または、パーライト変態が生じ、強化相であるマルテンサイトの面積率を確保できなくなり、熱間プレス後（焼入れ後）に高い引張強度（例えば、980MPa以上の引張強度）を確保することが困難となる。あるいは、オーステナイトが安定化し、曲げ性が低下する。したがって、上記温度域における平均冷却速度は10℃/秒以上とし、好ましくは30℃/秒以上とする。一方、上記平均冷却速度が500℃

／秒超では、鋼板部材の均熱を保つことが極めて困難となり、強度が安定しなくなる。したがって、上記平均冷却速度は500℃／秒以下とし、好ましくは200℃／秒以下とする。

ここで、平均冷却速度とは、熱間プレスを施す温度（℃）とMs点（℃）との差を、熱間プレスを施す温度（℃）からMs点（℃）に至る時間で割った値である。

[0075] なお、冷却する際、400℃到達以降は相変態による発熱が非常に大きくなるため、400℃以上の温度域における冷却方法と同じ冷却方法では十分な冷却速度が確保できない場合がある。このため、400℃までの冷却よりも400℃からMs点までの冷却を強く行う必要があり、具体的には以下に述べるようにすることが好ましい。熱間プレス法では、通常、常温または数10℃程度の鋼製金型により冷却が達成される。したがって、冷却速度を変化させるためには、金型寸法を変え熱容量を変化させればよい。また金型材質を異種金属（例えば銅など）に変えることでも冷却速度を変化させることができる。金型寸法を変えられない場合、水冷型の金型を用いて冷却水量を変えることによっても、冷却速度を変えることができる。また、予め溝を数カ所切った金型を用い、プレス中にその溝に水を通すことによっても冷却速度を変える、プレス途中でプレス機を上げ、その間に水を流すことでも、冷却速度を変えることができる。さらには、金型クリアランスを変え、鋼板との接触面積を変化させることでも冷却速度を変えることができる。例えば400℃前後で冷却速度を変える手段には、次のような手段が考えられる。

[0076] （1）400℃到達直後に、熱容量の異なる金型または室温状態の金型に移動させて、冷却速度を変える；

（2）水冷金型の場合、400℃到達直後に金型中の流量を変化させて、冷却速度を変える；

（3）400℃到達直後に、金型と部材の間に水を流し、その水量を変化させることで、冷却速度を変える。

[0077] 本発明においては、熱間プレス法における成形の形態は特に制限されない

。例示すれば、曲げ加工、絞り成形、張出し成形、穴拡げ成形、フランジ成形が挙げられる。目的とする熱間成形鋼板部材の種類によって適宜選べばよい。熱間成形鋼板部材の代表例として、前述のような自動車用補強部品であるドアガードバーやバンパーレインフォースメントなどを挙げる事ができる。

[0078] 本発明に係る熱間成形鋼板部材は、延性と曲げ性に優れることが特徴である。そのときの実用に耐え得る延性としては、引張試験の全伸びが12%以上あることが好ましい。さらに好ましくは、全伸びが14%以上である。曲げ性としては、先端角度が90°のV曲げ試験の限界曲げ半径が5t以下であることが好ましい。

[0079] 熱間プレス後の熱間成形鋼板部材は、スケール除去目的でショットブラスト処理を施してもよい。このショットブラスト処理には、表面に圧縮応力を導入する効果があるため、遅れ破壊が抑制され、また疲労強度が向上するという利点がある。

[0080] 上記説明においては、熱間成形について、具体的態様である熱間プレスを例にとって説明してきたが、本発明は熱間プレスと同様に成形と同時または直後に鋼板を冷却する手段を備えている熱間成形、例えばロール成形にも適用可能である。

実施例

[0081] 本発明の実施例について説明する。但し、本発明は、実施例に限定されるものではない。

[0082] 表1に示す化学組成を有する鋼板を供試材とした。これらの鋼板は、実験室にて溶製したスラブを1250℃にて30分間加熱した後、供試材No. 6とNo. 22を除いて、880℃から910℃の範囲で仕上げ圧延を完了し、720℃から680℃の範囲に5秒間保持するように熱間圧延を行い、板厚2.6mmの熱延鋼板としたものである。熱間圧延後は、420℃以下まで水スプレー冷却した後、20℃/時で室温まで徐冷することにより、420℃以下の温度域で巻き取る熱延巻取り工程を模擬したものである。

[0083] [表1]

鋼材	化学組成(単位:質量%, 殘部:Feおよび不純物)																A _{c3} (°C)	Ms (°C)				
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Ti	Nb	V	Cr	Mo	Cu	Ni	B	Ca			Mg	REM	Zr	Bi
A	0.167	1.20	1.51	0.014	0.0013	0.035	0.0042				0.150										858	429
B	0.200	0.25	1.42	0.014	0.0015	0.033	0.0046	0.021						0.0012							812	419
C	0.139	1.46	2.03	0.012	0.0009	0.029	0.0043		0.023												859	428
D	0.171	1.17	1.88	0.014	0.0013	0.037	0.0046	0.017						0.0009							847	418
E	0.202	1.23	1.64	0.013	0.0011	0.033	0.0040	0.033						0.0035							848	411
F	0.195	1.28	1.45	0.011	0.0010	0.040	0.0039										0.0010				858	421
G	0.152	1.18	1.59	0.011	0.0011	0.027	0.0042	0.015						0.0009							855	436
H	0.362	1.89	1.24	0.014	0.0012	0.041	0.0039														861	348
I	0.163	1.52	1.78	0.009	0.0012	0.033	0.0041												0.0020		862	424
J	0.155	1.21	1.63	0.011	0.0014	0.038	0.0042		0.025												858	434
K	0.158	1.22	1.66	0.013	0.0009	0.029	0.0046														855	431
L	0.134	1.02	0.81	0.011	0.0015	0.029	0.0043														876	471
M	0.183	1.35	1.72	0.009	0.0014	0.033	0.0042					0.100	0.100				0.0010				848	415
N	0.202	1.23	1.64	0.013	0.0011	0.033	0.0040														847	411
O	0.154	1.24	1.51	0.010	0.0012	0.041	0.0044	0.032											0.0010		865	438
P	0.084	1.12	2.44	0.013	0.0011	0.036	0.0048														852	441
Q	0.163	1.19	1.62	0.012	0.0011	0.036	0.0040		0.032												859	431
R	0.162	1.13	1.47	0.012	0.0008	0.039	0.0039					0.100				0.0010					862	435

- [0084] このようにして得られた熱延鋼板は、主に、フェライトとマルテンサイト、またはフェライトとベイナイトの複合組織であった。
- [0085] 一方、供試材No. 6とNo. 22の熱延条件は、上述した条件と異なる。供試材No. 6は、740℃から660℃の範囲に2秒間保持し、室温まで水スプレー冷却することにより、室温で巻き取る熱延巻取り工程を模擬した。供試材No. 22は、670℃まで水スプレー冷却した後、20℃/時で室温まで徐冷することにより、670℃で巻き取る熱延巻取り工程を模擬した。
- [0086] このようにして得られた熱延鋼板の一部は、酸洗によりスケールを除去した後、板厚を1.6mmにするように冷間圧延した後、780℃以上900℃以下で加熱し、平均冷却速度30℃/秒で冷却する条件で焼鈍した。ただし、供試材No. 27は、920℃で加熱し、平均冷却速度30℃/秒で冷却する条件で焼鈍した。
- [0087] これらの熱間プレスに供する鋼板のフェライトとマルテンサイトとベイナイトの各面積率は、EBSP (Electron Back Scatter Pattern: 電子線後方散乱パターン) 法を利用して測定した。具体的には、熱間プレスに供する鋼板から、圧延方向と圧延方向に垂直方向の両方向における断面を切り出す。この切り出した各断面に対して、研磨およびナイタルエッチングを行った。次に、EBSP検出器を備えた走査電子顕微鏡 (SEM) 「商品名Quanta200 (製造元FEI)」を用いて、EBSP解析により、切り出した各断面のEBSPのIQ像 (イメージクオリティー像: 倍率2000倍) を取得した。そして、フェライトとマルテンサイトとベイナイトの各面積率は、圧延方向と圧延方向に垂直方向の両方向における断面の各EBSPのIQ像に基づいて、各々、面積率を測定し、その平均値として求めた。なお、EBSP解析の条件は、加速電圧=25kV、ワークディスタンス=15mm、測定ステップ=0.2μmとした。
- [0088] また、これらの熱間プレスに供する鋼板のフェライトのアスペクト比は、次のように測定した。具体的には、熱間プレスに供する鋼板から、圧延方向

と圧延方向に垂直方向の両方向における断面を切り出す。この切り出した各断面に対して、研磨およびナイタールエッチングを行った。次に、EBSP検出器を備えた走査電子顕微鏡（SEM）「商品名Quanta200（製造元FEI）」を用いて、EBSP解析により、切り出した各断面のEBSPのIQ像（イメージオリティアー像：倍率2000倍）を取得した。そして、そして、フェライトのアスペクト比は、圧延方向と圧延方向に垂直方向の両方向における断面の各EBSPのIQ像に基づいて、各々、フェライト結晶粒50個のアスペクト比を測定し、その平均値として求めた。なお、EBSP解析の条件は、加速電圧=25kV、ワークディスタンス=15mm、測定ステップ=0.2 μ mとした。

[0089] 表2に熱間プレスに供する鋼板の鋼組織を示す。

[0090]

[表2]

供試材 No.	鋼材	鋼板の種類	フェライトの アスペクト比	フェライトの 面積率(%)	マルテンサイトの 面積率(%)	ベイナイトの 面積率(%)	*1	*2
1	A	熱延鋼板	1.4	36	64	0	64	100
2	A	熱延鋼板	1.3	36	64	0	64	100
3	A	めっき鋼板	1.3	28	5	65	70	98
4	B	熱延鋼板	1.5	35	0	60	60	95
5	C	熱延鋼板	1.4	29	0	66	66	95
6	C	熱延鋼板	1.6	32	0	64	64	96
7	D	熱延鋼板	1.3	0	100	0	100	100
8	E	熱延鋼板	1.4	0	100	0	100	100
9	F	熱延鋼板	1.2	32	68	0	68	100
10	F	熱延鋼板	1.2	32	68	0	68	100
11	G	熱延鋼板	1.4	22	78	0	78	100
12	H	熱延鋼板	1.3	0	5	78	83	83
13	I	熱延鋼板	1.6	37	0	56	56	93
14	I	熱延鋼板	2.1	40	60	0	60	100
15	I	冷延鋼板	1.3	44	56	0	56	100
16	I	冷延鋼板	1.4	44	56	0	56	100
17	J	熱延鋼板	1.3	35	0	60	60	95
18	J	冷延鋼板	1.6	43	57	0	57	100
19	K	熱延鋼板	1.4	34	66	0	66	100
20	K	熱延鋼板	1.3	34	66	0	66	100
21	K	冷延鋼板	1.5	42	50	5	55	97
22	K	めっき鋼板	1.7	36	6	52	58	94
23	L	熱延鋼板	1.4	54	37	3	40	94
24	M	熱延鋼板	1.3	33	67	0	67	100
25	M	熱延鋼板	1.3	33	67	0	67	100
26	N	熱延鋼板	1.2	45	0	32	32	77
27	N	熱延鋼板	1.4	41	59	0	59	100
28	N	熱延鋼板	1.6	41	59	0	59	100
29	O	熱延鋼板	1.4	39	0	55	55	94
30	P	熱延鋼板	1.5	57	43	0	43	100
31	Q	熱延鋼板	1.3	37	63	0	63	100
32	Q	冷延鋼板	1.9	21	79	0	79	100
33	R	熱延鋼板	1.4	28	0	68	68	96
34	R	冷延鋼板	1.4	9	91	0	91	100

*1: マルテンサイトとベイナイトとの合計面積率(%)

*2: フェライトとマルテンサイトとベイナイトとの合計面積率(%)

[0091] 得られた鋼板を、ガス炉内で、空燃比0.85かつ表3に示す条件にて加熱した。次に、加熱した鋼板を、加熱炉より取り出し、熱間プレスまでの空冷時間（炉から取り出した後、金型に入れるまでの時間、つまり加熱の終了から熱間成形の開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間）を表3に示す時間に変化させて、平板の鋼製金型を用いて、熱間プレスを施した。次に、

熱間プレス後、鋼板を金型と接触させたまま表3に示す平均冷却速度で M_s 点以下である 150°C まで冷却し、金型から取り出して放冷することにより、各種供試用鋼板を準備した（以下、この供試用鋼板を「熱間プレスした鋼板」と記載する）。

[0092] 冷却は、1) 金型の周囲を冷却水で冷却した後、2) 常温であった金型で冷却した後、または3) 加熱した金型で冷却した後、金型の周囲を冷却水で冷却することにより実施した。 150°C までの平均冷却速度は熱間プレスに供する鋼板の端部に熱電対を付け、その温度を測定することにより求めた。なお、加熱時間とは、炉に装入後の 720°C に達した時から、炉から取り出すまでの時間である。ここで、実施例6、18と25は溝をつけた金型で冷却速度を変える熱間プレス条件を模擬するために、所定の空冷時間後に、所定の冷却速度でガス冷却することにより、各種供試用鋼板を準備した。

[0093] 熱間プレスした鋼板のフェライトと焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトとマルテンサイトの面積率は、熱間プレスに供する鋼板のフェライトとマルテンサイトとベイナイトの各面積率と同様に、EBSP (Electron Back Scatter Pattern: 電子線後方散乱パターン) 法を利用して測定した。これらの結果を表4示す。

熱間プレスした鋼板のフェライトのアスペクト比は、熱間プレスに供する鋼板のフェライトのアスペクト比と同様に測定した。

[0094] 熱間プレスした鋼板の機械的性質を次のようにして調査した。これらの測定結果も表4に併せて示す。

[0095] まず、各鋼板から圧延方向に直角方向にJIS5号引張試験片を採取して、引張試験を行い、TS (引張強度) およびEI (全伸び) を測定した。

[0096] また、各鋼板から曲げ稜線が圧延方向に直角方向となるように矩形の試料を採取して、その片面を機械研削し、厚 1mm 、幅 30mm 、長さ 60mm の曲げ試験片を作製し、その試験片に先端角度が 90° 、先端半径が 5mm 、 4mm 、 3mm のV曲げ試験を施すことにより、曲げ性を評価した。なお、試験に際して、研削した面は曲げ内側となるようにした。試験後の曲げ部

の表面を目視で観察し、次の評価基準で評価した。

－曲げ性の評価基準－

A：先端半径が4 mmのV曲げ試験後、割れが認められない

B：先端半径が4 mmのV曲げ試験後、微割れやネッキングが認められる

C：先端半径が4 mmのV曲げ試験後、割れが認められる

D：先端半径が5 mmのV曲げ試験後、割れが認められる

[0097] 本例において作製した鋼板は、金型による熱間プレスが施されていないが、熱間プレス鋼板部材と同じ熱履歴を受けているので、鋼板の機械的性質は、同じ熱履歴を有する熱間プレス鋼板部材と実質的に同一である。

[0098] なお、表1～表4において下線を付された数値は、その数値により示される含有量、条件、または機械特性が本発明の範囲外であることを示している。

[0099]

[表3]

供試材 No.	室温から 720° C まで の加熱速度(°C/秒)	加熱温度 (°C)	加熱時間 (分)	空冷時間 (秒)	Ms 点以下の温度域まで の平均冷却速度(°C/秒)
1	12	800	5	10	70
2	12	900	4	15	70
3	12	800	5	10	70
4	12	775	5	10	70
5	12	800	5	10	70
6	12	800	5	10	15
7	12	800	5	10	70
8	12	790	5	10	70
9	12	800	5	10	70
10	12	800	5	10	400
11	12	800	5	10	70
12	12	790	5	10	70
13	12	800	5	10	70
14	12	840	5	10	70
15	12	800	5	10	70
16	12	820	5	25	70
17	12	800	5	10	70
18	12	800	5	10	8
19	12	800	5	10	70
20	12	680	5	10	70
21	12	800	5	10	70
22	12	800	5	10	70
23	12	800	5	10	70
24	12	800	5	10	70
25	12	800	5	10	5
26	12	800	5	10	70
27	12	775	5	5	70
28	12	775	5	17	70
29	12	800	5	10	70
30	12	800	5	10	70
31	12	800	5	10	70
32	12	770	8	1	70
33	12	800	5	10	70
34	12	740	5	10	70

[0100]

[表4]

供試材 No.	鋼組織、面積率(%)							鋼組織 フェライト アスベクト比	機械特性			
	フェライト	焼戻し マルテン サイト	焼戻し ベイナイト	マルテン サイト	残留 オーステ ナイト	*3	*4		TS (MPa)	EI (%)	曲 げ 性	
1	25	39	0	36	0	39	100	1.4	1174	15	A	本発明例
2	18	0	0	82	0	0	100	1.3	1275	10	D	比較例
3	15	2	50	33	0	52	100	1.3	1136	14	A	本発明例
4	15	0	47	37	0	47	99	1.4	1102	11	A	比較例
5	22	0	46	32	0	46	100	1.4	1089	17	A	本発明例
6	23	0	40	33	4	40	96	1.5	1027	16	B	本発明例
7	0	58	0	42	0	58	100	1.3	1245	9	D	比較例
8	0	62	0	38	0	62	100	1.4	1305	11	D	比較例
9	23	44	0	33	0	44	100	1.2	1194	16	A	本発明例
10	22	45	0	33	0	45	100	1.2	1243	14	B	本発明例
11	15	49	0	36	0	49	100	1.3	1142	17	A	本発明例
12	0	0	55	45	0	55	100	1.2	1486	7	D	比較例
13	26	0	38	36	0	38	100	1.5	1186	15	A	本発明例
14	4	28	0	68	0	28	100	2.1	1198	8	D	比較例
15	32	33	0	35	0	33	100	1.3	1203	14	A	本発明例
16	43	21	0	23	2	21	87	1.3	968	14	A	比較例
17	24	0	40	36	0	40	100	1.3	1256	14	A	本発明例
18	31	31	0	31	7	37	93	1.5	1043	18	D	比較例
19	22	43	0	35	0	43	100	1.4	1178	16	A	本発明例
20	34	66	0	0	0	66	100	1.3	848	16	A	比較例
21	33	28	3	36	0	31	100	1.4	1146	15	A	本発明例
22	28	0	39	33	0	39	100	1.5	1137	14	A	本発明例
23	52	18	0	23	0	18	93	1.4	925	15	D	比較例
24	26	39	0	35	0	39	100	1.2	1203	14	A	本発明例
25	30	37	0	4	3	37	71	1.3	878	24	A	比較例
26	38	0	18	44	0	18	100	1.2	1278	13	D	比較例
27	36	30	0	34	0	30	100	1.3	1175	13	C	本発明例
28	38	31	0	31	0	31	100	1.3	1136	17	C	本発明例
29	25	0	43	32	0	43	100	1.3	1246	15	A	本発明例
30	35	29	0	36	0	29	100	1.4	946	16	A	比較例
31	24	42	0	34	0	42	100	1.3	1143	15	A	本発明例
32	17	51	0	26	6	51	100	1.8	1126	14	D	比較例
33	18	0	45	37	0	45	100	1.3	1189	14	A	本発明例
34	7	85	0	8	0	85	100	1.3	949	10	A	比較例

* 3:焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトとの合計面積率(%)

* 4:フェライトと焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトとマルテンサイトとの合計面積率(%)

[0101] 表4における本発明例である供試材No. 1、3、5、6、9、10、11、13、15、17、19、21、22、24、27、28、29、31および33は、本発明の条件を全て満足する本発明例の鋼板部材、すなわち、熱間プレス鋼板部材である。これらの本発明例の熱間プレス鋼板部材は、いずれも、熱間成形のままで、引張強度が980MPa以上と高く、延性に優れ、かつ曲げ性にも優れている。

- [0102] 一方、供試材N o. 2は、鋼板の加熱温度が本発明で規定する範囲の上限を上回るため、所望の組織が得られず、延性と曲げ性が悪かった。
- [0103] 供試材N o. 4は、S i含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回るため、延性が悪かった。
- [0104] 供試材N o. 7は、熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材が本発明で規定する組織を有さないため、延性と曲げ性が悪かった。
- [0105] 供試材N o. 8は、熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材について所望の組織が得られず、延性と曲げ性が悪かった。
- [0106] 供試材N o. 12は、C含有量が本発明で規定する範囲の上限を上回るとともに熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材が本発明で規定する組織を有さないため、延性と曲げ性が悪かった。
- [0107] 供試材N o. 14は、熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材について所望の組織が得られず、延性と曲げ性が悪かった。
- [0108] 供試材N o. 16、20および25は、それぞれ、空冷時間、加熱温度、平均冷却速度が本発明で規定する範囲を外れるため、熱間プレス鋼板部材について所望の組織が得られず、目標とする引張強度が得られなかった。
- [0109] 供試材N o. 18は、平均冷却速度が本発明で規定する範囲を外れるため、熱間プレス鋼板部材について所望の組織が得られず、曲げ性が悪かった。
- [0110] 供試材N o. 23は、M n含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回るとともに熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材が本発明で規定する組織を有さないため、目標とする引張強度が得られず、曲げ性が悪かった。
- [0111] 供試材N o. 26は、熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材が本発明で規定する組織を有さないため、曲げ性が悪かった。
- [0112] 供試材N o. 30は、C含有量が本発明で規定する範囲の下限を下回るため、目標とする引張強度が得られなかった。
- [0113] 供試材N o. 32は、空冷時間が本発明で規定する範囲を外れるため、熱間プレス鋼板部材について所望の組織が得られず、曲げ性が悪かった。

[0114] さらに、供試材N o. 34は、熱間プレスに供する鋼板および熱間プレス鋼板部材が本発明で規定する組織を有さないため、引張強度が低く、延性も悪かった。

[0115] なお、日本国特許出願第2013-247814号の開示はその全体が参照により本明細書に取り込まれる。

本明細書に記載された全ての文献、特許出願、および技術規格は、個々の文献、特許出願、および技術規格が参照により取り込まれることが具体的かつ個々に記された場合と同程度に、本明細書中に参照により取り込まれる。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C：0.100%～0.340%、Si：0.50%～2.00%、Mn：1.00%～3.00%、P：0.050%以下、S：0.0100%以下、sol. Al：0.001%～1.000%およびN：0.0100%以下を含有し、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有し、

フェライトと、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトのすくなくとも一方と、マルテンサイトとを含む鋼組織であって、面積%で、フェライト：5%～50%、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイト：合計で20%～70%、マルテンサイト：25%～75%、フェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよびマルテンサイト：合計で90%以上、残留オーステナイト：0%～5%である鋼組織を有する、熱間成形鋼板部材。

[請求項2] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ti：0.200%以下、Nb：0.200%以下、V：0.200%以下、Cr：1.000%以下、Mo：1.000%以下、Cu：1.000%以下およびNi：1.000%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の熱間成形鋼板部材。

[請求項3] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、B：0.0025%以下を含有する、請求項1または請求項2に記載の熱間成形鋼板部材。

[請求項4] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ca：0.0100%以下、Mg：0.0100%以下、REM：0.0100%以下およびZr：0.0100%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1から請求項3までのいずれか1項に記載の熱間成形鋼板部材。

[請求項5] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Bi：0.0100%以下を含有する、請求項1から請求項4までのいずれか1項に

記載の熱間成形鋼板部材。

[請求項6] 質量%で、C : 0.100%~0.340%、Si : 0.50%~2.00%、Mn : 1.00%~3.00%、P : 0.050%以下、S : 0.0100%以下、sol. Al : 0.001%~1.000%およびN : 0.0100%以下を含有し、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有し、

アスペクト比が2.0以下のフェライトと、マルテンサイトおよびベイナイトの少なくとも一方とを含む鋼組織であって、面積%で、フェライト : 5%~50%、マルテンサイトおよびベイナイト : 合計で45%~90%、フェライト、マルテンサイトおよびベイナイト : 合計で90%以上である鋼組織を有する、熱間成形用鋼板。

[請求項7] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ti : 0.200%以下、Nb : 0.200%以下、V : 0.200%以下、Cr : 1.000%以下、Mo : 1.000%以下、Cu : 1.000%以下およびNi : 1.000%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項6に記載の熱間成形用鋼板。

[請求項8] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、B : 0.0025%以下を含有する、請求項6または請求項7に記載の熱間成形用鋼板。

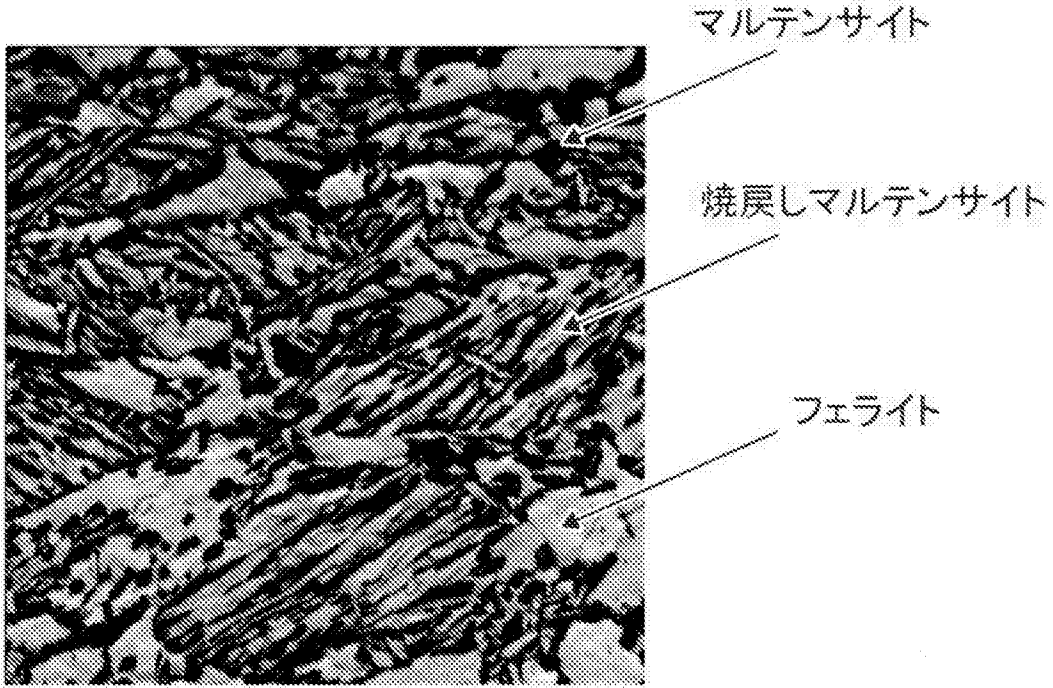
[請求項9] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下およびZr : 0.0100%以下からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項6から請求項8までのいずれか1項に記載の熱間成形用鋼板。

[請求項10] 前記化学組成が、Feの一部に代えて、質量%で、Bi : 0.0100%以下を含有する、請求項6から請求項9までのいずれか1項に記載の熱間成形用鋼板。

[請求項11] 請求項6から請求項10までのいずれか1項に記載の熱間成形用鋼

板を、720℃以上 A_{c3} 点未満の温度域に加熱し、前記加熱の終了から熱間成形の開始までにおいて鋼板が空冷に曝される時間を3秒間～20秒間として熱間成形を施し、10℃/秒～500℃/秒の平均冷却速度で M_s 点以下の温度域まで冷却する、熱間成形鋼板部材の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/081514

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, B21D22/20(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48, B21D22/00-26/14

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2012-219342 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 12 November 2012 (12.11.2012), paragraph [0001]; tables 1, 4 (Family: none)	1-11
Y	WO 2013/047830 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 April 2013 (04.04.2013), paragraph [0002]; tables 1, 4 & US 2014/342183 A1 & EP 2762592 A1 & CN 103827336 A & KR 10-2014-68222 A & JP 5403185 B2	1-11

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 03 February 2015 (03.02.15)	Date of mailing of the international search report 17 February 2015 (17.02.15)
--	---

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.
--	---

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/081514

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2013-124400 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 June 2013 (24.06.2013), paragraph [0001]; tables 1, 6, 7 (Family: none)	1-11
Y	JP 2013-076139 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 25 April 2013 (25.04.2013), paragraph [0001]; tables 1, 3 (Family: none)	1-11
Y	JP 2011-047034 A (JFE Steel Corp.), 10 March 2011 (10.03.2011), paragraph [0001]; tables 4, 5 & US 2012/175028 A1 & EP 2460901 A1 & CN 102471849 A & KR 10-2012-31510 A & WO 2011/13845 A1	1-11
Y	JP 2011-195958 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 October 2011 (06.10.2011), paragraphs [0001] to [0004] (Family: none)	1-11
A	JP 2013-076137 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 25 April 2013 (25.04.2013), paragraph [0002]; tables 1, 3 (Family: none)	1-11

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21D22/20(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i</p>														
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48, B21D22/00-26/14,</p>														
<p>最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2015年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2015年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2015年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2015年	日本国実用新案登録公報	1996-2015年	日本国登録実用新案公報	1994-2015年				
日本国実用新案公報	1922-1996年													
日本国公開実用新案公報	1971-2015年													
日本国実用新案登録公報	1996-2015年													
日本国登録実用新案公報	1994-2015年													
<p>国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）</p> <p>WPI</p>														
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <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>Y</td> <td>JP 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）2012. 11. 12, 【0001】、【表1】、【表4】（ファミリーなし）</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>WO 2013/047830 A1（新日鐵住金株式会社）2013. 04. 04, [0002]、[表1]、[表4] & US 2014/342183 A1 & EP 2762592 A1 & CN 103827336 A & KR 10-2014-68222 A & JP 5403185 B2</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>JP 2013-124400 A（株式会社神戸製鋼所）2013. 06. 24, 【0001】、【表1】、【表6】、【表7】（ファミリーなし）</td> <td>1-11</td> </tr> </tbody> </table>			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	Y	JP 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）2012. 11. 12, 【0001】、【表1】、【表4】（ファミリーなし）	1-11	Y	WO 2013/047830 A1（新日鐵住金株式会社）2013. 04. 04, [0002]、[表1]、[表4] & US 2014/342183 A1 & EP 2762592 A1 & CN 103827336 A & KR 10-2014-68222 A & JP 5403185 B2	1-11	Y	JP 2013-124400 A（株式会社神戸製鋼所）2013. 06. 24, 【0001】、【表1】、【表6】、【表7】（ファミリーなし）	1-11
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												
Y	JP 2012-219342 A（住友金属工業株式会社）2012. 11. 12, 【0001】、【表1】、【表4】（ファミリーなし）	1-11												
Y	WO 2013/047830 A1（新日鐵住金株式会社）2013. 04. 04, [0002]、[表1]、[表4] & US 2014/342183 A1 & EP 2762592 A1 & CN 103827336 A & KR 10-2014-68222 A & JP 5403185 B2	1-11												
Y	JP 2013-124400 A（株式会社神戸製鋼所）2013. 06. 24, 【0001】、【表1】、【表6】、【表7】（ファミリーなし）	1-11												
<p><input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>														
<table border="0"> <tr> <td>* 引用文献のカテゴリー</td> <td>の日の後に公表された文献</td> </tr> <tr> <td>「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</td> <td>「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</td> </tr> <tr> <td>「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</td> <td>「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</td> </tr> <tr> <td>「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）</td> <td>「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</td> </tr> <tr> <td>「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</td> <td>「&」同一パテントファミリー文献</td> </tr> <tr> <td>「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願</td> <td></td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献	「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	「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	「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	「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	「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）	「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	「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献	「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	
* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献													
「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	「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													
「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	「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													
「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）	「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													
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献													
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願														
<p>国際調査を完了した日</p> <p>03. 02. 2015</p>	<p>国際調査報告の発送日</p> <p>17. 02. 2015</p>													
<p>国際調査機関の名称及びあて先</p> <p>日本国特許庁（ISA/J P）</p> <p>郵便番号100-8915</p> <p>東京都千代田区霞が関三丁目4番3号</p>	<p>特許庁審査官（権限のある職員）</p> <p>蛭田 敦</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>	<table border="1"> <tr> <td>4K</td> <td>3237</td> </tr> </table>	4K	3237										
4K	3237													

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
Y	JP 2013-076139 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 04. 25, 【0001】、 【表 1】、【表 3】 (ファミリーなし)	1-11
Y	JP 2011-047034 A (J F E スチール株式会社) 2011. 03. 10, 【0001】、 【表 4】、【表 5】 & US 2012/175028 A1 & EP 2460901 A1 & CN 102471849 A & KR 10-2012-31510 A & WO 2011/13845 A1	1-11
Y	JP 2011-195958 A (住友金属工業株式会社) 2011. 10. 06, 【0001】 - 【0004】 (ファミリーなし)	1-11
A	JP 2013-076137 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 04. 25, 【0002】、 【表 1】、【表 3】 (ファミリーなし)	1-11