

(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
2010年4月29日(29.04.2010)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2010/047416 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/06 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2009/068546
- (22) 国際出願日: 2009年10月22日(22.10.2009)
- (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 2008-273097 2008年10月23日(23.10.2008) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(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; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 星野学(HOSHINO, Manabu) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 藤岡政昭(FUJIOKA, Masaaki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 田中洋一(TANAKA, Youichi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 皆川昌紀(MINAGAWA, Masanori) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青木篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 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, 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, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, 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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア(AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ(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, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, 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: HIGH TENSILE STRENGTH STEEL THICK PLATE HAVING EXCELLENT WELDABILITY AND TENSILE STRENGTH OF 780MPa OR ABOVE, AND PROCESS FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 溶接性に優れる引張強さ780MPa以上の高張力厚鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a high tensile strength steel thick plate which has excellent weldability and a tensile strength of 780MPa or above. Also provided is a process for manufacturing the high tensile strength steel thick plate without tempering. The high tensile strength steel thick plate contains by mass C: 0.030 to 0.055%, Mn: 2.4 to 3.5%, P: 0.01% or less, S: 0.0010% or less, Al: 0.06 to 0.10%, B: 0.0005 to 0.0020%, and N: 0.0015 to 0.0060%, exhibits a weld cracking parameter (Pcm) of 0.18 to 0.24%, and has a structure which comprises martensite as the main component. The process for manufacturing the high tensile strength steel thick plate comprises: heating a steel bloom or cast slab having a prescribed composition to 950 to 1100°C; rolling the resulting bloom or slab at a temperature of 820°C or higher; initiating the accelerated cooling of the bloom or slab at a cooling rate of 8 to 80°C/sec from a temperature of 700°C or higher; and stopping the accelerated cooling thereof at a temperature of room temperature to 350°C.

(57) 要約: 本発明は、溶接性に優れる引張強さ780MPa以上の高張力厚鋼板を提供するものであり、また、焼戻し熱処理を省略して製造する前記の高張力厚鋼板の製造方法を提供するものである。本発明の高張力厚鋼板は、質量%で、C: 0.030~0.055%、Mn: 2.4~3.5%、P: 0.01%以下、S: 0.0010%以下、Al: 0.06~0.10%、B: 0.0005~0.0020%、N: 0.0015~0.0060%を含有し、溶接割れ感受性指数Pcm値が0.18~0.24%で、マルテンサイトを主体とする組織の高張力厚鋼板である。本発明の高張力厚鋼板の製造方法は、所定の成分組成の有する鋼片又は鋳片を、950~1100°Cに加熱し、820°C以上で圧延を行い、引き続き、700°C以上から冷却速度が8~80°C/secとなる加速冷却を開始し、室温~350°Cで前記加速冷却を停止するものである。

WO 2010/047416 A1

明 細 書

発明の名称 溶接性に優れる引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、予熱フリーの溶接性に優れる引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板、およびそれを、高い生産性と低コストのもとに製造する方法に関するものである。

本発明鋼は、建設機械、産業機械、橋梁、建築、造船などの溶接構造物の構造部材として、板厚 12 mm 以上 40 mm 以下の厚鋼板の形態で好適に用いられるものである。

なお、ここで、予熱フリーとは、室温において、被覆アーク、TIG または MIG 溶接等を用い、2 kJ/mm 以下の入熱量の溶接によって、JIS Z 3158「Y 形溶接割れ試験」を行った際、溶接割れ防止ために必要な予熱温度が、25℃以下である、または予熱が全く必要のないことをいう。

背景技術

建設機械、産業機械、橋梁、建築、造船などの溶接構造部材として用いられる引張強さ 780 MPa 以上の高張力鋼板には、母材の高強度・高靱性を両立させると共に、予熱フリーの高溶接性を満足し、かつ、廉価で、短工期で製造可能な板厚 40 mm 程度のものまで要求されるようになってきた。すなわち、母材の高強度・高靱性、被覆アーク、TIG または MIG 溶接等の小入熱溶接時の予熱フリー化を、廉価成分系で、短工期に加え廉価製造プロセスにて満足させる必要がある。

高溶接性を付与した引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板の従来の製造方法としては、例えば、特許文献 1～3 に開示があるように、鋼板の圧延直後にオンラインで直接焼入れを行い、その後に焼戻し処理を行う、直接焼入れ、焼戻しによる方法がある。

また、圧延後の再加熱焼戻し熱処理を必要としない非調質での引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板の製造方法に関しては、例えば、特許文献 4～8 に開示があり、いずれも再加熱焼戻し熱処理が省略できる点では製造工期、生産性に優れる製造方法である。このうち、特許文献 4～7 に記載の発明は、鋼板の圧延後の加速冷却を途中で停止する、加速冷却－途中停止プロセスによる製造方法に関するものである。また、特許文献 8 に記載の発明は、圧延後空冷で室温まで冷却する製造方法に関するものである。

先行技術文献

特許文献

- | | |
|--------|--------------------|
| 特許文献 1 | 特開平 03－232923 号公報 |
| 特許文献 2 | 特開平 09－263828 号公報 |
| 特許文献 3 | 特開 2000－160281 号公報 |
| 特許文献 4 | 特開 2000－319726 号公報 |
| 特許文献 5 | 特開 2005－15859 号公報 |
| 特許文献 6 | 特開 2004－52063 号公報 |
| 特許文献 7 | 特開 2001－226740 号公報 |
| 特許文献 8 | 特開平 08－188823 号公報 |

発明の概要

発明が解決しようとする課題

しかしながら、例えば、特許文献 1～3 に記載の発明では、再加

熱焼戻し熱処理が必要となるため、製造工期、生産性、製造コストに問題がある。このような従来技術に対しては、再加熱焼戻し熱処理が省略できるいわゆる非調質の製造方法への要求が強い。

非調質の製造方法として、特許文献 4 に記載の発明では、その実施例に記載があるように溶接時に 50℃ 以上での予熱が必要であり、予熱フリーの高溶接性を満足することができないという問題がある。さらに、特許文献 5 に記載の発明では、0.6% 以上の Ni 添加が必要なため高価な成分系となり製造コスト上問題がある。特許文献 6 に記載の発明では、実施例に記載の板厚 15 mm までしか製造できず、板厚 40 mm までの板厚要求を満足できない。さらに、板厚 15 mm においても、C 含有量が少なく継手のミクロ組織が粗粒となり十分な継手低温靱性が得られない問題がある。

特許文献 7 に記載の発明では、実施例に記載があるように 1.0% 程度の Ni 添加が必要なため高価な成分系となり製造コスト上問題がある。特許文献 8 に記載の発明では、実施例に記載の板厚 12 mm までしか製造できず、板厚 40 mm までの板厚要求を満足できない。さらに、その圧延条件の特徴としてフェライトとオーステナイトの二相温度範囲で累積圧下率 16 ~ 30% の圧延を行うため、フェライト粒が粗大化しやすく板厚 12 mm の製造においても強度、靱性が低下しやすい問題がある。

以上のように、母材の高強度と高靱性、高溶接性を、高価な合金元素である Ni、Mo、V、Cu、Nb の含有量を制限し、好ましくは無添加で、かつ、圧延冷却後の再加熱焼戻し熱処理を省略した上で満足させうる板厚 40 mm までの高張力厚鋼板およびその製造方法は、需要家の要望が強いにもかかわらず、未だ発明されていないのが現状である。

母材の引張強さ 780 MPa 級の厚鋼板では、予熱フリー化に及

ばす板厚の影響は非常に大きい。板厚 12 mm 未満では予熱フリー化が容易に達成できる。これは板厚 12 mm 未満であれば水冷時の鋼板の冷却速度を板厚中心部でも $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上と大きくすることが可能で、この場合、少ない合金元素添加量で母材組織をマルテンサイト組織とすることができ、引張強さ 780 MPa 級の母材強度が得られる。合金元素添加量が少ないので予熱しなくても溶接熱影響部の硬さを低く抑える事ができ、予熱フリーでも溶接割れを防止できる。

一方で、板厚が厚くなると、水冷時の冷却速度は必然的に小さくなる。このため、薄手鋼板と同一成分では焼入れ不足から厚手鋼板の強度は低下し、780 MPa 級の引張強さを満足させることができなくなる。特に、冷却速度が最も小さくなる板厚中心部（1/2 t 部）での強度低下が顕著である。冷却速度が $8^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ を下回るような板厚 40 mm を超える厚手鋼板になると、母材の強度確保に合金元素の多量添加が必須となり、溶接予熱フリー化は極めて困難となる。

そこで、本発明は、母材の高強度と高靱性、高溶接性を、高価な合金元素である Ni、Mo、V、Cu、Nb の含有量を制限し、好ましくは無添加で、かつ、圧延冷却後の再加熱焼戻し熱処理を省略した上で満足させることができる、高張力鋼板およびその製造方法の提供を目的とする。具体的には、母材の板厚中心部において、引張強さ 780 MPa 以上、好ましくは 1000 MPa 以下、降伏応力 685 MPa 以上、 -20°C でのシャルピー吸収エネルギーが 100 J 以上で、室温における JIS Z 3158「Y 形溶接割れ試験」時の必要予熱温度が 25°C 以下を満足させることができる、溶接性に優れる引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板およびその製造方法の提供である。ここで、本発明が対象とする鋼板の板厚は、

12 mm以上40 mm以下である。

課題を解決するための手段

本発明者らは上述した課題を解決するために、Ni、Mo、V、Cu、Nbが無添加の成分系で圧延後直接焼入れによる製造を前提に、母材、溶接継手につき数多くの検討を行った。そのうち、Ni、Mo、V、Cu、Nbが無添加でBを添加した成分系につき、小入熱溶接時の予熱フリーの実現に向け、添加成分に関する検討を行った結果、C添加量及びPcm値で評価しうる溶接割れ感受性指数の規制により、予熱フリー化が可能となることがわかった。具体的には、C添加量を0.055%以下に厳格に規制した上で、Pcm値を0.24%以下に規制することで、室温におけるJIS Z 3158「Y形溶接割れ試験」時の必要予熱温度を25℃以下とすることができることがわかった。

しかしながら、更に検討を進めた結果、Pcm値0.24%以下、かつ、0.055%以下の低C量を前提として、さらに、強度・靱性向上に有効なNi、Mo、V、Cu、Nbの含有量を制限し、好ましくは添加せずに、板厚40 mmまでの板厚方向全厚に亘る母材強度・靱性を両立することは、非常に困難であることがわかった。

これに対し、B添加鋼におけるMn、S、Al、N、Ti添加量と、さらに、加熱、圧延、冷却条件につき数多くの詳細な検討を行った。その結果、Mn添加量を2.4%以上と多量に添加し、Sを0.0010%以下に厳格に規制し、Alを0.06%以上添加すると共に、Nを0.0015%以上、0.0060%以下とし、さらに、Tiを無添加とした上で、加熱温度を950℃以上、1100℃以下とし、820℃以上で圧延した直後に700℃以上から、

室温以上 350℃以下まで冷却速度 8℃/sec 以上、80℃/sec 以下にて水冷することで、はじめて、40mm 厚までの板厚方向全厚に亘る母材強度・靱性の両立、具体的には、引張強さ 780 MPa 以上、降伏応力 685 MPa 以上、-20℃でのシャルピー吸収エネルギーが 100 J 以上を満足させることが可能となることを新規に知見した。

本発明は、以上のような新規知見に基づき成されたものであって、その要旨は次のとおりである。

(1) 質量%で、C : 0.030%以上、0.055%以下、Mn : 2.4%以上、3.5%以下、P : 0.01%以下、S : 0.0010%以下、Al : 0.06%以上、0.10%以下、B : 0.0005%以上、0.0020%以下、N : 0.0015%以上、0.0060%以下を含有し、Ti : 0.004%以下に制限し、下記に示される溶接割れ感受性指数 P_{cm} 値が 0.18%以上、0.24%以下であり、残部 Fe および不可避免の不純物からなる成分組成をし、鋼のミクロ組織がマルテンサイトと、残部が面積分率で 3%以下のフェライト、ベイナイト、セメンタイトの 1 種または 2 種以上からなることを特徴とする、溶接性に優れる引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板。

$$P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$$

ここで、[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B] は、それぞれ C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B の質量%で表した含有量を意味する。

(2) さらに、質量%で、Cu : 0.05%超、0.50%以下

、N i : 0 . 0 3 % 超、0 . 5 0 % 以下、M o : 0 . 0 3 % 超、0 . 3 0 % 以下、N b : 0 . 0 0 3 % 超、0 . 0 5 % 以下、V : 0 . 0 0 5 % 超、0 . 0 7 % 以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1)に記載の溶接性に優れる引張強さ780 MP a 以上の高張力厚鋼板。

(3) さらに、質量%で、S i : 0 . 0 5 % 以上、0 . 4 0 % 以下、C r : 0 . 1 0 % 以上、1 . 5 % 以下の1種または2種を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の溶接性に優れる引張強さ780 MP a 以上の高張力厚鋼板。

(4) さらに、質量%で、M g : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 1 % 以下、C a : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 1 % 以下の1種または2種を含有することを特徴とする上記(1)～(3)のいずれか1項に記載の溶接性に優れる引張強さ780 MP a 以上の高張力厚鋼板。

(5) 板厚が12 mm 以上40 mm 以下であることを特徴とする上記(1)～(4)のいずれか1項に記載の溶接性に優れる引張強さ780 MP a 以上の高張力厚鋼板。

(6) 上記(1)～(5)のいずれか1項に記載の高張力厚鋼板の製造方法であって、上記(1)～(4)のいずれか1項に記載の成分組成を有する鋼片または鋳片を、950℃以上、1100℃以下に加熱し、820℃以上で圧延を行い、これに引き続き、700℃以上から冷却速度が8℃／s e c 以上、80℃／s e c 以下となる加速冷却を開始し、室温以上350℃以下で該加速冷却を停止することを特徴とする、溶接性に優れる引張強さ780 MP a 以上の高張力厚鋼板の製造方法。

なお、本発明の高張力厚鋼板は、脱酸剤として使用されるS i、スクラップ等の原料に含まれるC u、N i、C r、M o、N b、V

、耐火物等に含まれるMg、Caなどを含むことがある。これらは、微量を含有しても、特に効果を発現することはない、特性を損なうこともない。したがって、Si：0.05%未満、Cu：0.05%以下、Ni：0.03%以下、Cr：0.10%未満、Mo：0.03%以下、Nb：0.003%以下、V：0.005%以下、Mg：0.0005%未満、Ca：0.0005%未満の含有は許容される。

発明の効果

本発明によれば、高強度化ニーズの強い建設機械、産業機械、橋梁、建築、造船などの溶接構造物の構造部材として好適な、予熱フリーの溶接性に優れる引張強さ780MPa以上で板厚12mm以上40mm以下の高張力厚鋼板を、高価なNi、Mo、V、Cu、Nbを使用せず、かつ、圧延後の再加熱焼戻し熱処理を必要としない高い生産性と低コストのもとに製造することができ、その産業界へもたらす効果は極めて大きい。

発明を実施するための形態

以下に、本発明における鋼板の各成分組成、ミクロ組織、および圧延条件等の製造方法の限定理由を説明する。

Cは、母材強度を満足するために0.030%以上の添加が必要である。母材強度をより高くするために、Cの下限を0.035%または0.040%に制限してもよい。

添加量が0.055%を超えると、溶接時の必要予熱温度が25℃を超えて予熱フリーを満足できないため、上限値は0.055%とする。溶接性をより向上させるために、C上限を0.050%に制限してもよい。

Mn は、母材強度・靱性の両立のために、2.4%以上の添加が必要である。より望ましくはMnの下限を2.55%、2.65%または2.75%に設定してもよい。3.5%を超えて添加すると鋼片または鋳片の中心偏析部において靱性に有害な粗大なMnSが生成し、板厚中心部の母材靱性が低下するので、上限を3.5%とする。中心偏析部の母材靱性を安定化するために、Mnの上限を3.30%、3.10%または3.00%に制限してもよい。

Al は、脱酸元素としての役割に加え、加熱・圧延時にNとAlNを生成することでBNの生成を抑え、冷却時にBを固溶状態に制御し、鋼の焼入性を高める重要な役割を持つ。Mn添加量を2.4%以上とした上で、Al量、N量を厳格に制御すると、圧延前の加熱時、および圧延時にNはAlNとして析出するため、BNを形成するNが少なくなり、焼入れ性を高めるのに必要な固溶ボロン量を確保できる。加熱・圧延時にAlNを生成させるためにはAlは0.06%以上添加する必要がある、0.10%を超えて添加すると粗大なアルミナ介在物が生成し靱性を低下させる場合があるのでその上限を0.10%とする。粗大なアルミナ介在物生成を防止するために、Alの上限を0.08%に制限してもよい。なお、Mn添加量が2.4%を下回ると加熱・圧延時にAlNが析出しにくく、固溶ボロン量が減少し焼入性が低下するので、Al量、N量の制御に加え、2.4%以上のMn添加が必要である。

Nは、加熱時にAlNとして析出し、 γ 粒径を微細にして靱性を高める効果を有する。

高価なNbおよび靱性に有害なTiの含有量を制限し、好ましくはNbやTiを含有しない本発明鋼では、NbCやTiNによる γ 粒径微細化効果が不十分であるか、または利用できない。そのため、本発明鋼では、AlNによる γ 粒径微細化効果が靱性向上に必須

である。この効果を得るためには0.0015%以上のN添加が必要である。0.0060%を超えて添加すると、BNとしてボロンを析出させ、固溶ボロン量を減少させて焼入性を低下させるので、その上限を0.0060%とする。

Pは、母材および継手の低温靱性を低下させるため含有しないことが望ましい。不可避免的に混入する不純物元素としての許容値は0.01%以下である。母材および継手の低温靱性を向上させるために、Pを0.008%以下に制限してもよい。

Sは、Mnを多量に添加する本発明においては粗大なMnSを生成して母材および継手の靱性を低下させるため、含有しないことが望ましい。さらに本発明では高強度と高靱性の両立に有効な、高価なNi、Mo、V、Cu、Nbの含有量を制限するか、またはこれらを使用していないので、粗大なMnSの有害性は大きい。不可避免的に混入する不純物元素としての許容値は0.0010%以下であり、厳格な規制が必要である。母材および継手の低温靱性を向上させるために、Sを0.0008%以下、0.0006%以下または0.0004%以下に制限してもよい。

Bは、焼入性を高め、母材高強度・高靱性を得るため、0.0005%以上の添加が必要である。0.0020%を超えて添加すると焼入性が低下し、良好な継手低温靱性や十分な母材高強度・高靱性が得られない場合があるので、上限を0.0020%とする。Bの上限を0.0015%に制限してもよい。

Tiは母材および継手で脆化相であるTiN粒子を形成し、本発明のような高強度鋼においては脆性破壊の発生起点として作用し靱性を大きく低下させるので有害である。特に本発明のような、高強度と高靱性の両立に有効な高価なNi、Mo、V、Cu、Nbの含有量を制限し、好ましくはこれらを使用していない鋼においてはT

i Nの有害性は大きく、このためT iは無添加とする必要がある。不可避免的に混入する不純物元素としての許容値は0.004%以下である。

本発明においては、Ni、Mo、V、Cu、Nbを添加しないことが好ましい。Ni、Mo、V、Cu、Nbが原材料などから不可避免的に混入する場合は、含有していても高コストとはならない。不可避免的に混入するNi、Mo、V、Cu、Nbの上限値は、Ni、Mo：0.03%以下、V：0.005%以下、Cu：0.05%以下、Nb：0.003%以下とする。

しかしながら、Ni、Mo、V、Cu、Nbの添加により、焼入性が向上しまたは炭窒化物が生成する。そのため、母材の強度と靱性を向上させるために、Ni、Mo、V、Cu、Nbの1種または2種以上を添加してもよい。この場合、本発明では、コストが増加しない範囲で、不可避免の不純物範囲を超えてNi、Mo、V、Cu、Nbを意図的に添加する。コストが増加しない、添加量の上限は、具体的には、Cu、Niは0.50%以下、Moは0.30%以下、Nbは0.05%以下、Vは0.07%以下である。更に、コストの観点から、Cu、Niは0.30%以下、Moは0.10%以下、Nbは0.02%以下、Vは0.03%以下を上限とすることが好ましい。

また、本発明においては、必要に応じてさらに、Si、Crの1種または2種を添加することができる。

Siは、脱酸元素であり、必ずしも含有させる必要はないが、0.05%以上の添加が好ましい。また、母材強度の確保のために添加しても良く、効果を得るためには、0.10%以上の添加が好ましい。しかしながら、0.40%を超えて添加すると母材及び継手の靱性が低下するので、その上限を0.40%とする。なお、本発

明では、S i の含有量が 0.05%未満である場合は、強度の上昇や靱性の低下には寄与しないため、不可避免の不純物とみなす。

C r は、母材強度の確保のために添加しても良い。この効果を得るためには、0.10%以上の添加が必要である。しかしながら、1.5%を超えて添加すると母材及び継手の靱性が低下するので、その上限を 1.5%とする。C r の添加によるコスト増加を避けるため、C r を 1.0%以下、0.6%以下または 0.4%以下に制限してもよい。なお、本発明では、原材料から混入した C r 含有量が 0.10%未満である場合は、強度の上昇や靱性の低下には寄与しないため、不可避免の不純物とみなす。

また、本発明においては、必要に応じてさらに、M g および C a の 1 種または 2 種を添加することにより、微細な硫化物や酸化物を形成して母材靱性および継手靱性を高めることができる。この効果を得るためには M g あるいは C a はそれぞれ 0.0005%以上の添加が必要である。しかし、0.01%を超えて過剰に添加すると粗大な硫化物や酸化物が生成するためかえって靱性を低下させることがある。したがって、添加量をそれぞれ 0.0005%以上、0.01%以下とする。なお、本発明では、耐火物などから混入した M g、C a の含有量が 0.0005%未満である場合は、靱性の向上及び低下には寄与しないため、不可避免の不純物とみなす。

本発明においては、溶接割れ感受性指数 P c m 値を 0.24%以下にしないと溶接時の予熱をフリーにできないので、P c m 値の上限を 0.24%以下とする。溶接性の向上のため、その上限を 0.23%または 0.22%に制限してもよい。P c m 値が 0.18%未満となると、母材の高強度・高靱性を満足できないので、その下限を 0.18%とする。

ここで、 $P c m = [C] + [S i] / 30 + [M n] / 20 + [$

$Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15$
 $+ [V] / 10 + 5 [B]$ であり、 $[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[Mn]$ 、 $[Cu]$ 、 $[Ni]$ 、 $[Cr]$ 、 $[Mo]$ 、 $[V]$ 、 $[B]$ は、それぞれ C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B の質量 % で表した含有量を意味する。

次に、本発明の鋼板のミクロ組織について述べる。

鋼板が所定の強度・靱性を有するためには、そのミクロ組織がマルテンサイト主体であることが必要である。マルテンサイト以外の残部は、フェライト、ベイナイト、セメンタイトの 1 種または 2 種以上からなり、それらの面積分率の合計を 3 % 以下とすることが必要である。

これは、フェライト、ベイナイト、セメンタイトの 1 種または 2 種以上の面積分率の合計で 3 % を超えると、引張強さが 780 MPa に満たないことがあり、また、高靱性が得られないためである。

ミクロ組織の面積分率はナイタール腐食の後、SEM 観察によって行なう。画像の白黒濃淡で黒い方からセメンタイト、フェライト、マルテンサイトもしくはベイナイトを判別する。マルテンサイトとベイナイトとは微細炭化物の存在有無で区別し、炭化物の存在しないミクロ組織をマルテンサイトと判別する。

マルテンサイト面積分率は主に鋼材成分（焼入性）と加速冷却前のオーステナイト粒径および冷却速度によって決まる。したがって、マルテンサイトの面積分率を 97 % 以上とするためには、C、Mn、B などの焼入性を向上させる元素の適量添加が重要である。

次に、本発明の鋼板の製造方法について述べる。

本発明の鋼板は、上記（1）または（2）に記載の組成を有する鋼を溶製し、これを鋳造して鋼片または鋳片とし、この鋼片または鋳片を所定条件で加熱、圧延し、冷却して製造される。

鋼片または鋳片の加熱温度は、圧延に必要な 950°C 以上とする必要がある。 1100°C を超えると、 AlN が固溶し、圧延・冷却中に固溶ボロンが BN として析出するため焼入性が低下し、マルテンサイトの面積分率は 97% より小さくなり、高強度・高靱性が得られないので、その上限を 1100°C とする。

圧延温度（圧延終了温度）が 820°C を下回ると過剰な圧延歪の蓄積により局所的にフェライト組織や、島状マルテンサイトを含む粗大なベイナイト組織が生成し、マルテンサイトの面積分率は 97% より小さくなり、母材の高強度・高靱性が得られない場合があるので、圧延温度の下限を 820°C に規制する。

圧延後の加速冷却の開始温度は、 700°C 未満の場合、局所的にフェライト組織や、島状マルテンサイトを含む粗大なベイナイト組織が生成し、マルテンサイトの面積分率は 97% より小さくなり、母材の高強度・高靱性が得られない場合があるので、加速冷却の開始温度の下限温度を 700°C とする。

加速冷却の冷却速度が $8^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満の場合、局所的にフェライト組織や、島状マルテンサイトを含む粗大なベイナイト組織が生成し、マルテンサイトの面積分率は 97% より小さくなり、母材の高強度・高靱性が得られないので、その下限値を $8^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とする。上限は水冷により安定して実現可能な冷却速度である $80^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とする。

また、加速冷却の停止温度が 350°C より高いと、特に板厚 30mm 以上の厚手材の板厚中心部において、焼入れ不足により局所的にフェライト組織や、島状マルテンサイトを含む粗大なベイナイト組織が生成し、マルテンサイトの面積分率は 97% より小さくなり、母材の高強度が得られないので、停止温度の上限を 350°C とする。この時の停止温度とは、冷却終了後に鋼板が復熱した時の鋼板

表面温度とする。停止温度の下限は室温であるが、鋼板の脱水素の点で、より好ましい停止温度は100℃以上である。

実施例

表1に示す成分組成の鋼を溶製して得られた鋼片を、表2に示す製造条件にて12～40mm厚さの鋼板とした。表1のA～Kは本発明例であり、L～Yは比較例である。また、表2の1～13は本発明例であり、14～32は比較例である。表中、下線で示す数字や記号は、成分または製造条件が特許範囲を逸脱しているか、あるいは特性が下記目標値を満足していないものである。なお、表1には、すべての元素の分析値を示しており、Si：0.05%未満、Cu：0.05%以下、Ni：0.03%以下、Cr：0.10%未満、Mo：0.03%以下、Nb：0.003%以下、V：0.005%以下、Mg：0.0005%未満、Ca：0.0005%未満で、かつ、0%でないものは、不可避免の不純物としての含有量である。

なお、Si、Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Mg、Caが脱酸剤、原材料、耐火物などに起因する不可避免の不純物であって、強度及び靱性に影響を及ぼさないものは、表1に斜体で示している。

表 1

鋼材	化学組成 (質量%)																指標	
	C	Mn	P	S	Al	B	N	Ti	Cu	Ni	Mo	Nb	V	Si	Cr	Mg	Ca	Pcm*
A	0.037	2.74	0.009	0.0005	0.068	0.0006	0.0024	0	0	0	0	0	0	0.06	0.02	0	0	0.180
B	0.048	2.98	0.007	0.0010	0.068	0.0017	0.0042	0.004	0.04	0.02	0.01	0.001	0.001	0.08	0.03	0.0001	0.0001	0.213
C	0.044	2.57	0.007	0.0006	0.060	0.0020	0.0015	0.002	0.02	0.03	0	0.001	0.001	0.40	0.05	0.0002	0.0015	0.200
D	0.030	2.40	0.005	0.0007	0.075	0.0005	0.0047	0	0	0	0	0	0	0.05	1.48	0.0025	0	0.228
E	0.055	3.50	0.003	0.0009	0.100	0.0010	0.0042	0.001	0.04	0.02	0.01	0.001	0.001	0.02	0.03	0.0001	0.0001	0.240
F	0.055	2.76	0.006	0.0004	0.082	0.0007	0.0060	0	0	0	0	0	0	0.31	0.43	0.0022	0.0023	0.228
G	0.048	2.55	0.008	0.0005	0.071	0.0008	0.0033	0	0.31	0.02	0	0	0	0.10	0.03	0	0	0.200
H	0.042	2.41	0.009	0.0005	0.065	0.0012	0.0036	0	0.03	0.48	0	0.001	0	0.09	0	0	0	0.181
I	0.053	2.43	0.008	0.0006	0.063	0.0011	0.0028	0.001	0.02	0.01	0.21	0	0	0.07	0.02	0	0	0.199
J	0.051	2.96	0.008	0.0007	0.063	0.0009	0.0028	0	0.03	0.02	0.01	0.018	0	0.20	0.01	0	0	0.213
K	0.056	2.94	0.007	0.0006	0.067	0.0008	0.0040	0	0.01	0	0	0	0.042	0.23	0	0	0	0.219
L	0.025	3.12	0.008	0.0010	0.075	0.0015	0.0025	0.001	0.01	0	0.01	0	0.001	0.06	0.01	0.0001	0.0001	0.192
M	0.060	3.34	0.009	0.0010	0.072	0.0013	0.0035	0.002	0.01	0	0	0.001	0.002	0.07	0.01	0	0	0.237
N	0.053	2.35	0.008	0.0008	0.063	0.0015	0.0057	0.003	0.02	0.01	0.02	0.001	0.001	0.04	0.03	0	0	0.183
O	0.043	3.63	0.007	0.0010	0.067	0.0006	0.0036	0.001	0	0.01	0.01	0.002	0	0.05	0.04	0	0	0.232
P	0.048	2.68	0.009	0.0015	0.095	0.0020	0.0029	0.002	0.03	0	0.03	0	0	0.06	0.02	0	0.0014	0.199
Q	0.045	2.96	0.008	0.0008	0.062	0.0013	0.0055	0.014	0.01	0	0	0	0	0.15	0.01	0	0	0.206
R	0.052	2.45	0.010	0.0010	0.052	0.0009	0.0027	0	0.02	0.01	0	0.003	0	0.07	0.25	0.0002	0.0002	0.195
S	0.055	2.63	0.005	0.0008	0.060	0.0010	0.0065	0	0.02	0.02	0	0	0.005	0.06	0.03	0.0003	0.0000	0.197
T	0.052	3.42	0.006	0.0009	0.068	0.0015	0.0038	0.001	0.01	0.02	0	0	0	0.38	0.27	0.0001	0.0001	0.258
U	0.050	2.75	0.007	0.0007	0.105	0.0012	0.0038	0	0.01	0.01	0	0	0	0.25	0.01	0	0	0.203
V	0.053	2.55	0.008	0.0008	0.062	0.0021	0.0045	0	0.01	0.01	0	0	0	0.30	0.02	0	0	0.203
W	0.052	3.11	0.008	0.0008	0.065	0.0004	0.0042	0	0.01	0.01	0	0	0	0.35	0.01	0	0	0.222
X	0.051	2.89	0.007	0.0009	0.064	0.0009	0.0013	0	0.01	0.01	0	0	0	0.22	0.02	0	0	0.209
Y	0.048	2.50	0.012	0.0008	0.062	0.0011	0.0042	0	0.01	0.02	0	0	0	0.07	0.01	0	0	0.182

*Pcm = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

下線は本発明の範囲外であることを示す。

Si, Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, V, Ti, Mg, Caの斜体は、強度及び靱性に影響を及ぼさない含有量であることを意味する。

表 2

製造 条件 No.	鋼材	圧延時の 加熱温度 (℃)	スラブ厚 (mm)	圧延 終了 温度 (℃)	冷却 開始 温度 (℃)	冷却 速度 (℃/sec)	冷却 停止 温度 (℃)	板厚 (mm)	ミクロ組織		母材 降伏 応力 (MPa)	母材 引張 強さ (MPa)		母材 韌性 vE-20 (J)	必要 予熱 温度 (℃)		
									マルテンサ イト分率 (%)	フェライト・ベイ ナイト・セメンタ イト分率総和 (%)		1/4t	1/2t			1/4t	1/2t
1	E	950	240	820	770	15	25	40	100	0	742	715	922	899	253	25	
2	E	1020	240	850	800	8	350	40	97	3	753	722	889	860	226	25	
3	B	1050	240	840	770	18	320	30	99	1	732	725	871	877	215	予熱不要	
4	B	1100	240	880	820	18	220	30	100	0	722	703	886	879	208	予熱不要	
5	F	1000	240	840	800	14	25	30	100	0	725	708	900	892	262	予熱不要	
6	C	980	230	840	750	20	260	25	99	1	746	735	910	905	293	予熱不要	
7	D	1080	230	820	720	25	340	20	100	0	730		875		275	予熱不要	
8	A	1090	140	830	700	80	350	12	100	0	700		895		308	予熱不要	
9	G	1020	240	840	790	25	25	20	100	0	700		879		256	予熱不要	
10	H	1050	240	830	780	25	25	20	100	0	731		903		271	予熱不要	
11	I	1060	240	840	785	25	25	20	98	2	713		896		223	予熱不要	
12	J	1100	240	850	820	70	25	12	100	0	694		877		248	予熱不要	
13	K	1100	240	840	815	70	25	12	97	3	702		892		230	予熱不要	
14	L	1090	240	880	820	15	330	30	90	10	605	587	750	732	356	予熱不要	
15	M	1050	240	870	810	20	342	30	100	0	741	730	893	889	153	50	
16	N	1080	240	880	820	16	25	30	92	8	634	610	770	749	190	予熱不要	
17	O	1060	240	870	800	18	295	30	95	5	735	724	893	889	72	25	
18	P	1050	240	850	774	17	262	30	95	5	736	705	914	890	76	予熱不要	
19	Q	1070	240	860	795	17	286	30	93	7	724	700	899	873	60	予熱不要	
20	R	1080	240	830	720	18	150	30	90	10	609	578	798	771	154	予熱不要	
21	S	1100	240	830	710	20	230	30	95	5	645	622	845	827	125	予熱不要	
22	T	1070	240	840	780	20	200	30	100	0	734	723	926	922	184	50	
23	U	1070	240	830	810	17	240	30	96	4	710	695	797	786	96	予熱不要	
24	V	1100	240	840	785	16	310	30	95	5	681	669	776	761	105	予熱不要	
25	W	1050	240	850	820	17	280	30	92	8	657	633	761	745	123	予熱不要	
26	X	1080	240	840	815	20	280	30	95	5	698	686	790	783	93	予熱不要	
27	Y	950	240	830	780	15	25	40	100	0	735	726	885	869	89	予熱不要	
28	A	1130	240	880	820	14	320	40	96	4	655	624	870	840	155	予熱不要	
29	A	1080	240	810	750	18	240	30	88	12	571	567	748	752	205	予熱不要	
30	C	1090	140	820	690	70	25	12	94	6	643		821		204	予熱不要	
31	C	1060	230	840	740	19	420	20	93	7	623		831		56	予熱不要	
32	B	1050	240	840	770	7	300	30	89	11	670	664	772	763	95	予熱不要	

式2

本発明例

比較例

これらの鋼板についての母材強度（母材降伏応力、母材引張強さ）、母材靱性と、溶接性（必要予熱温度）の評価結果を表2に示す。

母材強度は、J I S Z 2 2 0 1に規定の、1A号全厚引張試験片あるいは4号丸棒引張試験片を採取し、J I S Z 2 2 4 1に規定の方法で測定した。引張試験片は板厚20mm以下では1A号全厚引張試験片を採取し、20mm厚超では4号丸棒引張試験片を板厚の1/4部（1/4 t部）と板厚中心部（1/2 t部）より採取した。

母材靱性は、板厚中心部から圧延方向に直角な方向にJ I S Z 2 2 0 2に規定の衝撃試験片を採取し、J I S Z 2 2 4 2に規定の方法で-20℃でのシャルピー吸収エネルギー（v E - 2 0）を求めて評価した。

溶接性は、14～16℃にて、J I S Z 3 1 5 8に規定の方法で、入熱1.7 k J / m mで被覆アーク溶接を行い、ルート割れ防止に必要な予熱温度を求めて評価した。

各特性の目標値はそれぞれ母材降伏応力が685 M P a以上、母材引張強さが780 M P a以上、母材靱性（v E - 2 0）が100 J以上、必要予熱温度が25℃以下とした。

本発明例1～13は、いずれもフェライト+ベイナイト+セメントタイトの面積率が3%以下で、母材降伏応力が685 M P a以上、母材引張強さが780 M P a以上、母材靱性（v E - 2 0）が100 J以上、必要予熱温度が25℃以下であった。

これに対して、以下の比較例は母材の降伏応力や引張強さが不足していた。比較例14はC添加量が少ないため、比較例16はMn添加量が少ないため、比較例20はAl添加量が少ないため、比較例21はN添加量が多いため、比較例24はB添加量が多いため、

比較例 25 は B 添加量が少ないため、比較例 28 は加熱温度が高いため、比較例 29 は圧延終了温度が 820℃を下回るため、比較例 30 は水冷開始温度が 700℃を下回るため、比較例 31 は冷却停止温度が 350℃を上回るため、比較例 32 は冷却速度が 8℃/sec を下回るため、フェライト＋ベイナイト＋セメンタイトの面積率が 3%を超え、母材の降伏応力や引張強さが不足した。

また、以下の比較例は母材靱性が不足していた。比較例 17 は Mn 添加量が多いため、比較例 18 は S 添加量が多いため、比較例 19 は Ti が添加されているため、比較例 23 は Al 添加量が多いため、比較例 26 は N 添加量が少ないため、フェライト＋ベイナイト＋セメンタイトの面積率が 3%を超え、また比較例 27 は P 添加量が多いため、降伏応力や引張強さは満足したものの母材靱性が不足した。また、比較例 31 は冷却停止温度が 350℃を上回るため、母材靱性も不足した。

比較例 15 は C 添加量が多いため、比較例 22 は P_{cm}値が高いため、必要予熱温度が 25℃を上回り、予熱フリーを満足しなかった。

請 求 の 範 囲

請求項 1 質量%で、

C : 0.030%以上、0.055%以下、

Mn : 2.4%以上、3.5%以下、

P : 0.01%以下、

S : 0.0010%以下、

Al : 0.06%以上、0.10%以下、

B : 0.0005%以上、0.0020%以下、

N : 0.0015%以上、0.0060%以下

を含有し、

Ti : 0.004%以下

に制限し、下記に示される溶接割れ感受性指数 P_{cm} 値が 0.18%以上、0.24%以下であり、残部 Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、鋼のミクロ組織がマルテンサイトと、残部が面積分率で 3%以下の、フェライト、ベイナイト、セメンタイトの 1 種又は 2 種以上からなることを特徴とする溶接性に優れる引張強さ 780 MPa 以上の高張力厚鋼板。

$$P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5 [B]$$

ここで、 $[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[Mn]$ 、 $[Cu]$ 、 $[Ni]$ 、 $[Cr]$ 、 $[Mo]$ 、 $[V]$ 、 $[B]$ は、それぞれ C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B の質量%で表した含有量を意味する。

請求項 2 さらに、質量%で、

C u : 0 . 0 5 % 超、0 . 5 0 % 以下、

N i : 0 . 0 3 % 超、0 . 5 0 % 以下、

M o : 0 . 0 3 % 超、0 . 3 0 % 以下、

N b : 0 . 0 0 3 % 超、0 . 0 5 % 以下、

V : 0 . 0 0 5 % 超、0 . 0 7 % 以下、

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の溶接性に優れる引張強さ 7 8 0 M P a 以上の高張力厚鋼板。

請求項 3 さらに、質量%で、

S i : 0 . 0 5 % 以上、0 . 4 0 % 以下、

C r : 0 . 1 0 % 以上、1 . 5 % 以下、

の 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の溶接性に優れる引張強さ 7 8 0 M P a 以上の高張力厚鋼板。

請求項 4 さらに、質量%で、

M g : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 1 % 以下、

C a : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 1 % 以下

の 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 ～ 3 のいずれか 1 項に記載の溶接性に優れる引張強さ 7 8 0 M P a 以上の高張力厚鋼板。

請求項 5 板厚が 1 2 m m 以上 4 0 m m 以下であることを特徴とする請求項 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載の溶接性に優れる引張強さ 7 8 0 M P a 以上の高張力厚鋼板。

請求項 6 請求項 1 ～ 5 のいずれか 1 項に記載の高張力厚鋼板の製造方法であって、請求項 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載の成分組成

を有する鋼片または鋳片を、 950°C 以上、 1100°C 以下に加熱し、 820°C 以上で圧延を行い、これに引き続き、 700°C 以上から冷却速度が $8^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上、 $80^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下となる加速冷却を開始し、室温以上 350°C 以下で該加速冷却を停止することを特徴とする、溶接性に優れる引張強さ 780MPa 以上の高張力厚鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/068546

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/06(2006.01) i, C22C38/58(2006.01) I, C21D8/02(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, C21D8/00-8/02

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 1996-2010

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2010 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2010

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 2007-277622 A (Nippon Steel Corp.), 25 October 2007 (25.10.2007), claims; paragraphs [0001], [0009], [0010], [0031] to [0034] (Family: none)	1-6
A	JP 2007-277623 A (Nippon Steel Corp.), 25 October 2007 (25.10.2007), claims; paragraphs [0001], [0007], [0008], [0035] to [0038] (Family: none)	1-6
A	JP 2004-052063 A (JFE Steel Corp.), 19 February 2004 (19.02.2004), claims; paragraph [0020]; tables 1, 2 (Family: none)	1-6



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

20 January, 2010 (20.01.10)

Date of mailing of the international search report

02 February, 2010 (02.02.10)

Name and mailing address of the ISA/

Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/068546

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-283117 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 19 October 2006 (19.10.2006), claims; paragraph [0001]; tables 1 to 3 (Family: none)	1-6
A	JP 2007-262477 A (JFE Steel Corp.), 11 October 2007 (11.10.2007), claims; paragraphs [0005] to [0007]; tables 1, 2 (Family: none)	1-6
A	JP 2005-307312 A (Nippon Steel Corp.), 04 November 2005 (04.11.2005), claims; paragraph [0020]; tables 1, 2 (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)I, C21D8/02(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（I P C））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 0 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 0 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 0 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 2007-277622 A（新日本製鐵株式会社）2007.10.25, 特許請求の範囲, [0001], [0009], [0010], [0031] - [0034]（ファミリーなし）	1 - 6
A	JP 2007-277623 A（新日本製鐵株式会社）2007.10.25, 特許請求の範囲, [0001], [0007], [0008], [0035] - [0038]（ファミリーなし）	1 - 6

☒ C欄の続きにも文献が列举されている。☐ 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

2 0 . 0 1 . 2 0 1 0

国際調査報告の発送日

0 2 . 0 2 . 2 0 1 0

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

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）

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

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 2004-052063 A (J F E スチール株式会社) 2004.02.19, 特許請求の範囲, [0020], 表1, 表2 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2006-283117 A (住友金属工業株式会社) 2006.10.19, 特許請求の範囲, [0001], 表1-表3 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2007-262477 A (J F E スチール株式会社) 2007.10.11, 特許請求の範囲, [0005] - [0007], 表1, 表2 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2005-307312 A (新日本製鐵株式会社) 2005.11.04, 特許請求の範囲, [0020], 表1, 表2 (ファミリーなし)	1-6