

(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3月25日(25.03.2010)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2010/032428 A1

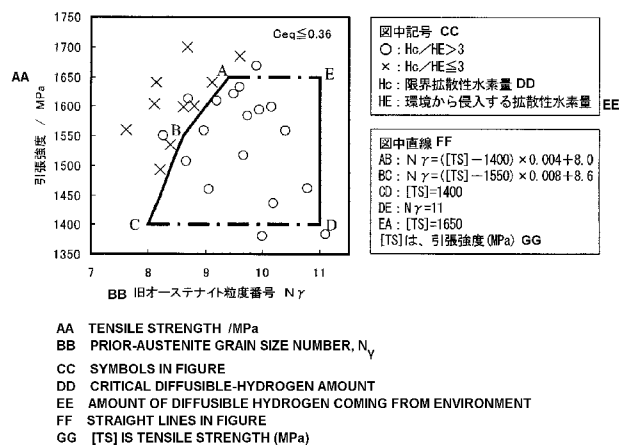
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2009/004583
- (22) 国際出願日: 2009年9月14日(14.09.2009)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2008-237264 2008年9月17日(17.09.2008) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (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): 熊谷達也 (KUMAGAI, Tatsuya) [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: 志賀正武, 外 (SHIGA, Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, 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).

[続葉有]

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND PROCESS FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度厚鋼板およびその製造方法

[図5]



(57) Abstract: A high-strength steel plate characterized by containing, in terms of mass%, 0.18-0.23% carbon, 0.1-0.5% silicon, 1.0-2.0% manganese, up to 0.020% phosphorus, up to 0.010% sulfur, 0.5-3.0% nickel, 0.003-0.10% niobium, 0.05-0.15% aluminum, 0.0003-0.0030% boron, and up to 0.006% nitrogen, with the remainder being iron and incidental impurities, and having a composition which has an index of weld crack sensitivity (Pcm) calculated with $P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$ of 0.36% or lower. The steel plate is further characterized by having an A_{cs} transformation point of 830°C or lower, martensite structure content of 90% or higher, yield strength of 1,300 MPa or higher, and tensile strength of 1,400-1,650 MPa. The steel plate is furthermore characterized in that the tensile strength [TS] (MPa) and the prior-austenite grain size number, N_{γ} , as calculated from the average number of crystal grains, m , per mm^2 of a section of a sample piece using $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$, satisfy both $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.004 + 8.0$ and $N_{\gamma} \leq 11.0$ when the tensile strength is lower than 1,550 MPa, and satisfy both $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.008 + 8.6$ and $N_{\gamma} \leq 11.0$ when the tensile strength is not lower than 1,550 MPa.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2010/032428 A1



添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

質量%で、C : 0.18%以上、0.23%以下、Si : 0.1%以上、0.5%以下、Mn : 1.0%以上、2.0%以下、P : 0.020%以下、S : 0.010%以下、Ni : 0.5%以上、3.0%以下、Nb : 0.003%以上、0.10%以下、Al : 0.05%以上、0.15%以下、B : 0.0003%以上、0.0030%以下、N : 0.006%以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、 $P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$ により算出される溶接割れ感受性指標 P_{cm} が 0.36%以下であることを満たす成分組成を有し； A_{cs} 変態点が 830°C以下であり、マルテンサイト組織分率が90%以上であり、降伏強度が1300MPa以上であり、引張強度が1400MPa以上かつ1650MPa以下であり、さらに、引張強度 [TS] (MPa) と、試料片断面の1mm²当りの平均結晶粒数 m を用いて、 $N_{\gamma} = -3 + \log_{10} m$ により算出される旧オーステナイト結晶粒度番号 N_{γ} とが、前記引張強度が1550MPa未満では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.004 + 8.0$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$ を満たし、前記引張強度が1550MPa以上では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.008 + 8.6$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$ を満たす；ことを特徴とする高強度厚鋼板。

明 細 書

発明の名称： 高強度厚鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、建設機械や産業機械の構造部材に用いられ、耐遅れ破壊特性、曲げ加工性および溶接性に優れ、降伏強度 1 3 0 0 M P a 以上かつ引張強度 1 4 0 0 M P a 以上の高強度で、板厚 4 . 5 mm 以上、2 5 mm 以下である高強度厚鋼板およびその製造方法に関する。

本願は、2 0 0 8 年 9 月 1 7 日に、日本に出願された特願 2 0 0 8 - 2 3 7 2 6 4 号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、世界的な建設需要を背景に、クレーンやコンクリートポンプ車などの建設機械の生産が伸び続けており、同時にこれらの建設機械の大型化が進んでいる。建設機械の大型化に伴う重量増を抑制するため、構造部材の軽量化ニーズがより高まっており、降伏強度 9 0 0 M P a ないしは 1 1 0 0 M P a 級の高強度鋼へのシフトが進んでいる。最近では、さらに高強度である降伏強度 1 3 0 0 M P a 以上（引張強度は 1 4 0 0 M P a 以上、好ましくは 1 4 0 0 ~ 1 6 5 0 M P a）の構造部材用厚鋼板の需要が高まっている。

[0003] 一般に引張強度が 1 2 0 0 M P a を超えると、水素による遅れ割れが生じる可能性がある。そのため、特に、降伏強度 1 3 0 0 M P a（引張強度 1 4 0 0 M P a）級の鋼板に対しては、高い耐遅れ破壊特性が要求される。また、高強度になるほど、曲げ加工性や溶接性などの使用性能面で不利である。したがって、これらの使用性能についても従来の 1 1 0 0 M P a 級高強度鋼に比べて大きく低下しないことが要求される。

[0004] 降伏強度 1 3 0 0 M P a 級の構造部材用厚鋼板に関する技術開示については、例えば特許文献 1 において、引張強度が 1 3 7 0 ~ 1 9 6 0 N / m m ² 級でかつ耐水素脆化特性も優れた鋼板の製造方法が開示されている。しかしながら、特許文献 1 の技術は、厚さ 1 . 8 mm の冷延鋼板に関するものであり

、 $70^{\circ}\text{C}/\text{s e c}$ 以上の高い冷却速度を前提としており、溶接性について全く考慮されていない。

[0005] 高強度鋼の耐遅れ破壊特性を向上させる技術として、従来から結晶粒径を微細化する技術が知られている。特許文献2や特許文献3などがその技術の例である。しかし、これらの例では、耐遅れ破壊特性を向上させるために、旧オーステナイト結晶粒径を $5\mu\text{m}$ 以下（特許文献2）ないし $7\mu\text{m}$ 以下（特許文献3）にする必要がある。しかしながら、通常の製造プロセスでは、厚鋼板の結晶粒径をこのような大きさまで微細化することは、容易ではない。特許文献2および特許文献3に示される技術は、いずれも焼入れ前の急速加熱により旧オーステナイト結晶粒径を微細化する技術である。しかしながら、厚鋼板を急速加熱するためには、特殊な加熱設備が必要となるため、その技術の実現は難しい。また、結晶粒微細化にともない焼入性が低下するため、強度を確保するためには合金元素が余計に必要となる。そのため、溶接性や経済性の観点からも過度の結晶粒微細化は、好ましくない。

[0006] 耐摩耗性が要求される用途には、降伏強度 1300MPa 級に相当する高強度の鋼材が広く使用されており、耐遅れ破壊特性が考慮された鋼材の例もある。例えば、特許文献4および特許文献5には、耐遅れ破壊特性に優れる耐摩耗鋼が開示されている。特許文献4および特許文献5の引張強度は、それぞれ $1400\text{MPa}\sim 1500\text{MPa}$ 、 $1450\text{MPa}\sim 1600\text{MPa}$ である。しかしながら、特許文献4および特許文献5のいずれも降伏応力については記載されていない。耐摩耗性に対しては硬さが重要な因子であるため、引張強度は、耐摩耗性に影響する。しかしながら、降伏強度は、耐摩耗性にあまり影響を与えないため、通常、耐摩耗鋼では降伏強度は考慮されない。そのため、建設機械や産業機械の構造部材としては適切でないと考えられる。

[0007] 特許文献6は、旧オーステナイト粒の伸長化と、急速加熱焼戻しとにより、降伏強度 1300MPa 級の高強度ボルト鋼材の耐遅れ破壊特性を向上させている。しかしながら、急速加熱焼戻しは、通常の厚板の熱処理設備では

困難であるため、厚鋼板への適用は難しい。

- [0008] このように、降伏強度 1 3 0 0 M P a 以上かつ引張強度 1 4 0 0 M P a 以上であって、耐遅れ破壊特性や、曲げ加工性、溶接性などの使用性能を具備した構造部材用高強度厚鋼板鋼材を経済的に得るためには、従来の技術では十分ではなかった。

先行技術文献

特許文献

- [0009] 特許文献1：特開平 7－9 0 4 8 8 号公報
特許文献2：特開平 1 1－8 0 9 0 3 号公報
特許文献3：特開 2 0 0 7－3 0 2 9 7 4 号公報
特許文献4：特開平 1 1－2 2 9 0 7 5 号公報
特許文献5：特開平 1－1 4 9 9 2 1 号公報
特許文献6：特開平 9－2 6 3 8 7 6 号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0010] 本発明の目的は、建設機械や産業機械の構造部材に用いられる耐遅れ破壊特性、曲げ加工性および溶接性に優れる降伏強度 1 3 0 0 M P a 以上かつ引張強度 1 4 0 0 M P a 以上の構造部材用高強度厚鋼板およびその製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

- [0011] 降伏強度 1 3 0 0 M P a 以上かつ引張強度 1 4 0 0 M P a 以上の高強度を得るための最も経済的な手段は、一定温度からの焼入れ熱処理により鋼材組織をマルテンサイトにすることである。マルテンサイト組織を得るためには、鋼の焼入性と冷却速度とが適切でなければならない。建設機械や産業機械の構造部材として利用される厚鋼板の板厚は、2 5 m m 以下がほとんどである。板厚 2 5 m m の場合、通常の鋼板冷却設備を用いた焼入れ熱処理時において水量密度が $1 \text{ m}^3 / \text{m}^2 \cdot \text{min}$ 程度の水冷条件では、板厚中心部の平均

冷却速度は、 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上である。そのため、 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度においてマルテンサイト組織になる十分な焼入性を有するように鋼材組成を調整する必要がある。本発明におけるマルテンサイト組織は、焼入れ後にほぼフルマルテンサイトとなっていると考えられる組織である。具体的には、マルテンサイト組織分率が90%以上であり、残留オーステナイトやフェライト、ベイナイトなどマルテンサイト以外の組織分率が10%未満である。マルテンサイト組織分率が低いと、一定の強度を得るために余分な合金元素が必要となる。

[0012] 焼入性と強度とを高めるためには、合金元素を多く添加すればよい。しかしながら、合金元素が増加すると溶接性が低下する。発明者は、板厚が25mmで、旧オーステナイト結晶粒度番号が8から11であり、かつ降伏強度が1300MPa以上かつ引張強度が1400MPa以上の種々の鋼板について、JIS Z 3158に規定されるy型溶接割れ試験を実施し、溶接割れ感受性指標P_{cm}と、予熱温度との関係を調査した。その結果を図1に示す。溶接施工上の負荷を軽減するためには、できるだけ予熱温度が低いことが望ましい。ここでは、板厚が25mmの場合に割れ停止予熱温度すなわちルート割れ率が0となる予熱温度が150℃以下であることを目標とした。図1から、予熱温度150℃で、ルート割れ率が完全に0となるためのP_{cm}は、0.36%以下であり、このP_{cm}を合金添加量の上限の目安とした。

溶接割れは、予熱温度の影響が大きく、図1には、溶接割れと予熱温度との関係を示している。前述のように150℃の予熱温度においてルート割れが完全に0となるためには、P_{cm}が0.36%以下であることが必要である。125℃の予熱温度においてルート割れが完全に0となるためには、P_{cm}が0.34%以下であることが必要である。

[0013] マルテンサイト組織鋼の耐遅れ破壊特性は、強度に大きく依存する。引張強度が1200MPaを超えると、遅れ破壊を生じる可能性がある。さらに、高強度になるに従って遅れ破壊に対する感受性が大きくなる。マルテンサ

イト組織鋼の耐遅れ破壊特性を向上させる手段として、上述のように旧オーステナイト粒径を微細化させる方法がある。しかしながら、結晶粒微細化に伴って焼入性が低下するため、強度を確保するためにはより多量の合金元素が必要となる。そのため、溶接性や経済性の観点からも過度の結晶粒微細化は好ましくない。

[0014] 発明者は、鋼板の強度、特に引張強度と、旧オーステナイト粒径とがマルテンサイト組織鋼の耐遅れ破壊特性に及ぼす影響を詳細に検討した。その結果、引張強度と旧オーステナイト粒径とを一定の範囲に制御することによって、耐遅れ破壊特性と、合金元素量を抑制した条件で確実にマルテンサイト組織が得られる十分な焼入れ性とを両立できることを知見した。その具体的な制御範囲を以下に述べる。

[0015] 耐遅れ破壊特性の評価は、遅れ破壊試験で破断しない水素量の上限值である「限界拡散性水素量」で評価した。この方法は、鉄と鋼、V o l . 8 3 (1 9 9 7) 、 p 4 5 4 に記載されている。具体的には、図 2 に示す形状の切り欠き付き試験片に、丸棒電解水素チャージにより種々の量の拡散性水素を試料に含有させた後、試料表面にめっき処理を施して水素の逸散を防止した。この試験片に大気中で所定の荷重を負荷して保持し、遅れ破壊が発生するまでの時間を測定した。遅れ破壊試験における負荷応力は、それぞれの鋼材の引張強度の 0 . 8 倍とした。図 3 は、拡散性水素量と遅れ破壊に至るまでの破断時間との関係の一例である。試料中に含まれる拡散性水素量が少なくなるほど遅れ破壊に至るまでの時間が長くなる。また、拡散性水素量がある値以下では、遅れ破壊が発生しなくなる。試験後すみやかに試験片を回収して、ガスクロマトグラフで 1 0 0 ° C / h r の昇温条件で 4 0 0 ° C まで昇温して測定した水素量の積分値を「拡散性水素量」と定義する。また、試験片が破断しなくなる限界の水素量を「限界拡散性水素量 H_c 」と定義する。

[0016] 一方、環境から鋼材に侵入する水素量も鋼材の冶金的因子によって変化する。環境から鋼材に侵入する水素量を評価するため、腐食促進試験を行った。この試験では、5 m a s s % N a C l 溶液を用いて、図 4 に示すサイクル

で30日間乾湿繰り返しを行う。試験後、鋼材中に侵入した水素量を拡散性水素量の測定と同じ昇温条件でガスクロマトグラフを用いて測定した水素量の積分値を「環境から侵入する拡散性水素量 H_E 」と定義する。「限界拡散性水素量 H_c 」が「環境から侵入する拡散性水素量 H_E 」よりも相対的に十分高いと、遅れ破壊感受性が低いと考えられる。 H_c/H_E が3より大きい場合に、遅れ破壊感受性が低く、耐遅れ破壊特性が良好であると評価する。

[0017] 発明者は、上記方法により、引張強度と旧オーステナイト粒径とを変化させたマルテンサイト組織鋼の遅れ破壊感受性を評価した。旧オーステナイト粒径は、旧オーステナイト粒度番号により評価した。その結果を図5に示す。図5では、 $H_c/H_E > 3$ を○で、 $H_c/H_E \leq 3$ を×で示している。図5から、遅れ破壊感受性は、引張強度と旧オーステナイト粒度番号(N_γ)とでよく整理されることがわかる。すなわち、引張強度と旧オーステナイト粒径とをあわせて制御することによって、耐遅れ破壊特性を確実に向上できることを示している。

[0018] 図5より、引張強度1400MPa以上において、遅れ破壊感受性が低い $H_c/H_E > 3$ を確実に満たす($H_c/H_E \leq 3$ となることがない)ためには、以下の関係を満たしていれば良い。すなわち、引張強度が1400MPa以上、1550MPa未満の場合は、 $N_\gamma \geq ([TS] - 1400) \times 0.004 + 8.0$ である。また、引張強度が1550MPa以上、1650MPa以下の場合は、 $N_\gamma \geq ([TS] - 1550) \times 0.008 + 8.6$ 以下である。ここで、 $[TS]$ は、引張強度(MPa)、 N_γ は、旧オーステナイト結晶粒度番号である。旧オーステナイト結晶粒度番号は、JIS G 0551(2005)(ISO 643)の方法で測定した。すなわち、旧オーステナイト結晶粒度番号は、試料片断面の1mm²当りの平均結晶粒数 m を用いて、 $N_\gamma = -3 + \log_2 m$ により算出される。

[0019] このように微細化は、遅れ破壊感受性低減に有効である。しかしながら、粒径を小さくすると、焼入性が低下するため、マルテンサイト組織(マルテンサイト)を得にくくなる。そのため、所定の強度を得るためには、より多

くの合金元素が必要となる。上述のように建設機械や産業機械の構造部材として利用される厚鋼板の板厚範囲を考慮すると、 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 程度の冷却速度でマルテンサイトを得ることが必要である。また、上述の溶接性を確保する観点から P_{cm} の上限を規制すると、オーステナイト粒径を過度に微細化した場合、この冷却速度では、マルテンサイトを得にくくなる。発明者は、合金量と旧オーステナイト粒径と強度との関係を種々調査した。その結果、 P_{cm} が 0.36% 以下という合金量の制約のもとでは、旧オーステナイト粒度番号が 11.0 より大きいと、 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度においてマルテンサイト組織を得ることができないことを知見した。尚、図5では、旧オーステナイト粒度番号が 11 未満であるにも関わらず、引張強度が 1400MPa に満たないプロットは、 C 量が本発明の C の下限である 0.18% 未満である。また、 P_{cm} が 0.36% 以下にも関わらず、引張強度が 1650MPa を超えるプロットは、 C 量が本発明の C の上限である 0.23% 超である。

[0020] また、 1650MPa を超えると曲げ加工性が大きく低下するので、引張強度の上限を 1650MPa とする。

[0021] したがって、本発明の鋼板の引張強度範囲（ 1400MPa 以上、 1650MPa 以下）において、耐遅れ破壊特性を向上し、かつ合金元素量を抑制しながら確実にマルテンサイト組織を得るためには、以下の（a）および（b）の関係を満たしていれば良い。

（a）：引張強度が 1400MPa 以上、 1550MPa 未満では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.004 + 8.0$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$

（b）：引張強度が 1550MPa 以上、 1650MPa 以下では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.008 + 8.6$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$

ここで、 $[TS]$ は、引張強度（ MPa ）、 N_{γ} は、旧オーステナイト結晶粒度番号である。（a）、（b）を満たす範囲は、図5中の太線で囲まれた領域で示される。

[0022] マルテンサイト組織鋼の強度は、 C 量および焼戻し温度の影響を大きく受

ける。そのため、降伏強度を1300MPa以上、かつ引張強度を1400MPa以上、1650MPa以下とするためには、C量と焼戻し温度とを適切に選択する必要がある。図6および図7は、それぞれ、マルテンサイト組織鋼の降伏強度と引張強度とに対する、C量および焼戻し温度の影響を示している。

焼戻し熱処理をしない場合、すなわち焼入れたままの状態では、マルテンサイト組織の降伏比は低い。そのため、引張強度は高い反面、降伏強度が低くなる。降伏強度を1300MPa以上とするためには、C量は、およそ0.24%以上が必要である。しかしながら、このC量では引張強度1650MPa以下を満たすことが難しい。

一方、450℃以上で焼戻し熱処理されたマルテンサイト組織では、降伏比は増加するが、引張強度が大きく低下する。1400MPa以上の引張強度を確保するには、C量をおよそ0.35%以上とする必要がある。しかしながら、このC量では、溶接性を確保するためにPcmを0.36%以下とすることは困難である。

マルテンサイト組織鋼を200℃以上、300℃以下の低温で焼戻し熱処理することにより、引張強度をあまり低下させないで降伏比を高めることができる。この場合には、上記の降伏強度1300MPa以上、かつ引張強度1400MPa以上1650MPa以下の条件を満たすことが可能となる。

また、マルテンサイト組織鋼を300℃超、450℃未満程度の温度で焼戻した場合、いわゆる低温焼戻し脆化により靱性が低下する問題がある。しかしながら、焼戻し温度が200℃以上、300℃以下であれば、この焼戻し脆化は生じないので、靱性低下は問題とならない。

以上のことから、適切なC量と合金元素を含有するマルテンサイト組織鋼を200℃以上300℃以下の低温で焼き戻すことにより、靱性低下を伴うことなく降伏比を上昇させることができ、1300MPa以上の降伏強度と、1400MPa以上、1650MPa以下の引張強度を両立させ得るという知見を得るに至った。

[0023] 本発明では、旧オーステナイト粒径を著しく微細化させる必要はない。しかしながら、上記（a）および（b）を満たす旧オーステナイト粒度番号への適度な粒径制御が必要である。発明者は、製造条件等を種々検討した結果、次のような製造方法によって、上記（a）および（b）を満たす旧オーステナイト粒度番号のポリゴナルな整粒を容易に、かつ安定して得ることができるという知見を得た。すなわち、鋼板にNbを適量添加し、熱間圧延時に適度な制御圧延を行って、焼入前の鋼板に適度な加工歪を導入する。その後、再加熱温度を A_3 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上、かつ 850°C 以下の範囲で、再加熱焼入れを行う。再加熱温度が A_3 変態点の直上では、オーステナイト化が十分でなく混粒組織になって、かえってオーステナイトの平均粒径が小さくなる。そのため、再加熱温度を A_3 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上とした。図8に、焼入れ加熱温度（再加熱温度）と旧オーステナイト粒径との関係の一例を示す。なお、鋼板の曲げ加工性にも旧オーステナイトの細粒化は有効であり、引張強度と旧オーステナイト粒度番号とが本発明の範囲内であれば、良好な曲げ加工性を有する。

[0024] これらの知見により、降伏強度 1300MPa 以上、かつ引張強度 1400MPa 以上（好ましくは $1400\sim 1650\text{MPa}$ ）で、耐遅れ破壊特性、曲げ加工性、および溶接性に優れる板厚 $4.5\text{mm}\sim 25\text{mm}$ の厚鋼板を得ることができる。

[0025] 本発明の要旨は、下記のとおりである。

（1）質量％で、C： 0.18% 以上、 0.23% 以下、Si： 0.1% 以上、 0.5% 以下、Mn： 1.0% 以上、 2.0% 以下、P： 0.020% 以下、S： 0.010% 以下、Ni： 0.5% 以上、 3.0% 以下、Nb： 0.003% 以上、 0.10% 以下、Al： 0.05% 以上、 0.15% 以下、B： 0.0003% 以上、 0.0030% 以下、N： 0.006% 以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]を、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Bの濃度（質

量%)とした場合に、 $P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$ により算出される溶接割れ感受性指標 P_{cm} が0.36%以下であることを満たす成分組成を有し； A_{c3} 変態点が 830°C 以下であり、マルテンサイト組織分率が90%以上であり、降伏強度が 1300MPa 以上であり、引張強度が 1400MPa 以上かつ 1650MPa 以下であり、さらに、引張強度と、試料片断面の 1mm^2 当りの平均結晶粒数 m を用いて、 $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ により算出される旧オーステナイト結晶粒度番号 N_{γ} とが、前記引張り強度を $[TS]$ (MPa)とした場合に、前記引張強度が 1550MPa 未満では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.004 + 8.0$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$ を満たし、前記引張強度が 1550MPa 以上では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.008 + 8.6$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$ を満たす；ことを特徴とする高強度厚鋼板。

[0026] (2) 上記(1)に記載の高強度鋼板では、質量%で、さらに、 Cu : 0.05%以上、0.5%以下、 Cr : 0.05%以上、1.5%以下、 Mo : 0.03%以上、0.5%以下、 V : 0.01%以上、0.10%以下のうちの1種以上を含んでもよい。

[0027] (3) 上記(1)または(2)に記載の高強度鋼板では、板厚が4.5mm以上25mm以下であってもよい。

[0028] (4) 上記(1)または(2)に記載の成分組成を有する鋼片または鋳片を 1100°C 以上に加熱し；板厚が4.5mm以上、25mm以下の鋼板となるように、 930°C 以下、 860°C 以上の温度範囲での累積圧下率が30%以上、65%以下であり、 860°C 以上で圧延を終了する熱間圧延を行い；冷却後、前記鋼板を A_{c3} 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上、かつ 850°C 以下の温度に再加熱し；その後、 600°C から 300°C までの前記鋼板の板厚中心部における平均冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上となる冷却条件で 200°C 以下まで加速冷却を行い；さらにその後、 200°C 以上、 300°C 以下の温度範囲で焼戻し熱処理を行う；ことを特徴とする高強度厚鋼板の製造方法。

発明の効果

- [0029] 本発明によれば、建設機械や産業機械の構造部材に用いられる耐遅れ破壊特性、曲げ加工性および溶接性に優れる降伏強度 1300MPa 以上、かつ引張強度 1400MPa 以上の厚鋼板を経済的に提供することができる。

図面の簡単な説明

- [0030] [図1] Pcmと y 型溶接割れ試験における割れ停止予熱温度との関係を示すグラフである。
- [図2] 耐水素脆化特性評価用切欠き試験片の説明図である。
- [図3] 拡散性水素量と遅れ破壊に至るまでの破断時間との関係の一例を示すグラフである。
- [図4] 腐食促進試験の、乾湿および温度変化の繰り返し条件を示すグラフである。
- [図5] 旧オーステナイト粒度番号、引張強度と、耐遅れ破壊特性との関係を示すグラフである。
- [図6] マルテンサイト組織鋼の C 量、焼戻し温度と降伏応力との関係を示すグラフである。
- [図7] マルテンサイト組織鋼の C 量、焼戻し温度と引張応力との関係を示すグラフである。
- [図8] マルテンサイト組織鋼の焼入れ加熱温度と旧オーステナイト結晶粒度番号との関係の一例を示すグラフである。

発明を実施するための形態

- [0031] 以下、本発明について詳細に説明する。

まず、本発明の鋼成分の限定理由を述べる。

C は、マルテンサイト組織の強度に大きく影響する重要な元素である。本発明において、C 含有量は、マルテンサイト組織分率が 90% 以上であるときに、1300MPa 以上の降伏強度と、1400MPa 以上、1650MPa 以下の引張強度とを得るために必要な量として決定される。C 量の範囲は、0.18% 以上 0.23% 以下である。C 量が 0.18% 未満では、鋼

板は、所定の強度を有さない。また、C量が0.23%超では、鋼板の強度が出過ぎるか、加工性が劣化する。強度を安定して確保するためには、C量の下限を0.19%または0.20%に、C量の上限を0.22%に制限してもよい。

[0032] Siは、脱酸材および強化元素として作用し、0.1%以上の添加でその効果が認められる。しかしながら、Siを多く添加すると A_{c3} 点（ A_{c3} 変態点）が高くなり、また靱性を阻害する恐れもある。そのため、Si量の上限を0.5%とする。靱性を改善するために、Si量の上限を0.40%、0.32%または0.29%に制限してもよい。

[0033] Mnは、焼入性を高め、強度を向上させるために有効な元素であり、かつ A_{c3} 点を下げる効果もある。そのため、Mnを少なくとも1.0%以上添加する。しかし、Mn量が2.0%を超えると偏析を助長して靱性や溶接性を阻害することがある。そのため、2.0%をMn添加の上限とする。強度を安定して確保するために、Mn量の下限を1.30%、1.40%または1.50%に、Mn量の上限を1.89%または1.79%に制限してもよい。

[0034] Pは、不可避的不純物として、曲げ加工性を低下させる有害な元素である。したがって、P量を0.020%以下に抑制する。曲げ加工性を向上させるために、P量を0.010%以下、0.008%以下または0.005%以下に制限してもよい。

[0035] Sも、不可避的不純物として、耐遅れ破壊特性や溶接性を低下させる有害な元素である。したがって、S量を0.010%以下に抑制する。耐遅れ破壊特性や溶接性を向上させるために、S量を0.006%以下または0.003%以下に制限してもよい。

[0036] Niは、焼入性および靱性を向上させ、かつ A_{c3} 点を低下させる効果があるため、本発明においては非常に重要な元素である。そのため、Niを少なくとも0.5%以上添加する。しかし、Niは、高価な元素であるので、添加量は、3.0%以下とする。より靱性を向上させるために、Ni量の下限

を0.8%、1.0%または1.2%に制限してもよい。また、価格上昇を抑制するために、Ni量の上限を2.0%、1.8%または1.5%に制限してもよい。

[0037] Nbは、圧延中に微細炭化物を生成して未再結晶温度域を広げて制御圧延効果を高め、焼入れ前の圧延組織に適度な歪を導入する効果がある。また、ピーニング効果により焼入れ加熱時のオーステナイト粗大化を抑制する効果がある。そのため、Nbは、本発明における所定の旧オーステナイト粒径を得るために必須の元素である。したがって、Nbを0.003%以上添加する。しかし、Niを過剰に添加すると溶接性を阻害することがある。そのため、Niの添加量は、0.10%以下とする。Nbの添加効果を確実にするため、Nb量の下限を0.008%、0.012%に制限してもよい。また、溶接性を向上させるために、Nb量の上限を0.05%、0.03%または0.02%に制限してもよい。

[0038] Alは、焼入性向上に必要なフリーBを確保するためにNを固定する目的で0.05%以上添加する。しかしながら、Alの過剰な添加は、靱性を低下させる場合があるので、Al量の上限は0.15%とする。Alの過剰な添加は、鋼の清浄度を悪化させる懸念があるため、Al量の上限を0.11%または0.08%に制限してもよい。

[0039] Bは、焼入性を高めるために有効な必須元素である。その効果を発揮するには、B量は、0.0003%以上必要である。しかしながら、0.0030%を超えてBを添加すると、溶接性や靱性を低下させることがある。そのため、B量は、0.0003%以上、0.0030%以下とする。Bの添加による焼入性向上効果をより高めるために、B量の下限を0.0005%または0.0008%に制限してもよい。また、溶接性や靱性の低下を防止するために、Bの上限を0.0021%または0.0016%に制限してもよい。

[0040] Nは、過剰に含まれると、靱性を低下させるとともに、BNを形成してBの焼入性向上効果を阻害する。そのため、N量を0.006%以下に抑制す

る。

[0041] 以上のような元素を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる鋼が、本発明の鋼の基本組成である。さらに、本発明では、上記成分の他に、Cu、Cr、Mo、Vのうち一種以上を添加することができる。

Cuは、固溶強化により靱性を低下させないで強度を向上させ得る元素である。そのため、Cuを0.05%以上添加してもよい。しかしながら、Cuを多量に添加しても強度向上効果には限りがあり、Cuは、高価な元素でもある。そのため、Cuの添加は、0.5%以下とする。よりコストを抑えるために、Cu量を0.32%以下または0.25%以下に制限してもよい。

[0042] Crは、焼入性を向上させ、強度向上に有効である。そのため、Crを0.05%以上添加してもよい。しかしながら、Crを過剰に添加すると靱性を低下させることがある。そのため、Crの添加は、1.5%以下とする。靱性低下を防止するために、Cr量の上限を1.0%、0.7%または0.4%に制限してもよい。

[0043] Moは、焼入性を向上させ、強度向上に有効である。そのため、Moを0.03%以上添加してもよい。しかしながら、焼戻し温度が低い本発明の製造条件では、析出強化の効果は期待できないため、Moを多量に添加しても強度向上効果には限りがある。また、Moは、高価な元素でもある。そのため、Moの添加は、0.5%以下とする。コスト抑制のために、Mo量の上限を0.31%または0.24%に制限してもよい。

[0044] Vも、焼入性を向上させ、強度向上に有効である。そのため、Vを0.01%以上添加してもよい。しかしながら、焼戻し温度が低い本発明の製造条件では、析出強化の効果は期待できないため、Vを多量に添加しても強度向上効果には限りがある。また、Vは、高価な元素でもある。そのため、Vの添加は、0.10%以下とする。必要に応じて、V量を0.07%または0.04%に制限してもよい。

[0045] 以上の成分範囲の限定に加え、本発明では、上述したように溶接性を確保

するため、下記（１）式で示される P_{cm} が 0.36% 以下となるように成分組成を限定する。より溶接性を向上させるために、 0.35% 以下または 0.34% 以下としてもよい。

$$P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5 [B] \dots (1)$$

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％である。

[0046] さらに、溶接脆化を防止するために、下記（２）式で示される炭素当量 C_{eq} を 0.80 以下としてもよい。

$$C_{eq} = [C] + [Si] / 24 + [Mn] / 6 + [Ni] / 40 + [Cr] / 5 + [Mo] / 4 + [V] / 14 \dots (2)$$

[0047] 次に、製造方法について述べる。

まず、上記の鋼成分組成の鋼片または鋳片を加熱して熱間圧延を行う。加熱温度は、 Nb が十分固溶するように、 $1100^{\circ}C$ 以上とする。

さらに、旧オーステナイト粒度番号 $8 \sim 11$ の範囲への適度な粒径制御を行う。そのため、熱間圧延時に適度な制御圧延を行って、焼入れ前の鋼板に適度な加工歪を導入し、焼入れ加熱温度を A_3 変態点 $+20^{\circ}C$ 以上、かつ $850^{\circ}C$ 以下の範囲とすることが必要である。

熱間圧延時の制御圧延では、 $930^{\circ}C$ 以下、 $860^{\circ}C$ 以上の温度範囲における累積圧下率が 30% 以上、 65% 以下となるように圧延し、 $860^{\circ}C$ 以上で圧延を終了して板厚 $4.5mm$ 以上 $25mm$ 以下の厚鋼板とする。この制御圧延の目的は、再加熱焼入れ前の鋼板に適度な加工歪を導入することにある。また、制御圧延の上記温度範囲は、 Nb が適量含有された本発明鋼の未再結晶温度域である。この未再結晶温度域での累積圧下率が 30% 未満では、加工歪が不十分である。そのため、再加熱時のオーステナイトが粗大になる。また、未再結晶温度域での累積圧下率が 65% 超であったり、圧延終

了温度が860℃以下であったりすると、加工歪が過剰になる。この場合には、加熱時のオーステナイトが混粒組織となることがある。そのため、焼入れ加熱温度が下記の適正範囲であっても、旧オーステナイト粒度番号8～11の整粒組織が得られないことがある。

[0048] 熱間圧延後、鋼板を冷却し、 A_{c3} 変態点+20℃以上、かつ850℃以下の温度に再加熱し、その後200℃以下まで加速冷却する焼入れ熱処理を行う。焼入れ加熱温度は、当然 A_{c3} 変態点より高くなくてはならない。しかしながら、加熱温度を A_{c3} 変態点の直上とすると、組織が混粒になり適切な粒径制御ができない場合がある。焼入れ加熱温度は、 A_{c3} 変態点+20℃以上でないと確実にポリゴナルな（等方性の）整粒が得られない。したがって、焼入れ加熱温度を850℃以下とするためには、鋼材の A_{c3} 変態点は、830℃以下であることが必要となる。なお、靱性や耐遅れ破壊特性が低下するため、一部に粗大粒が含まれる混粒組織は、好ましくない。また、焼入れ加熱の際に、特に急速加熱を行う必要はない。なお、幾つかの A_{c3} 変態点の計算式が提案されている。しかしながら、本鋼種の成分範囲では計算式の精度が低いため、 A_{c3} 変態点を熱膨張測定法などで実測する。

[0049] 焼入れ熱処理の冷却では、板厚中心部における600℃から300℃までの平均冷却速度が20℃/sec以上となる条件で、鋼板を200℃以下まで加速冷却する。この冷却により板厚4.5mm以上25mm以下の鋼板において、組織分率で90%以上のマルテンサイト組織を得ることができる。板厚中心部の冷却速度は、直接測定できないため、板厚、表面温度、冷却条件から伝熱計算によって計算される。

焼入れたままの状態のマルテンサイト組織は、降伏比が低い。そのため、降伏強度を上昇させることを目的として、200℃以上、300℃以下の温度範囲で焼戻し熱処理を行う。焼戻し温度が200℃未満では、降伏強度上昇効果が得られない。逆に、焼戻し温度が300℃を越えると、焼戻し脆化のため靱性が低下する。そのため、焼戻し熱処理は、200℃以上、300℃以下とする。焼戻し熱処理の時間は、15分程度以上あればよい。

[0050] 表 1 および表 2 に示す成分組成を有する A ～ A E の鋼を溶製して鋼片を得た。これらの鋼片を、表 3 に示す 1 ～ 1 5 の本発明の実施例と、表 5 に示す 1 6 ～ 4 6 の比較例のそれぞれの製造条件により、板厚 4 . 5 ～ 2 5 mm の鋼板を製造した。

これらの鋼板について、降伏強度、引張強度、旧オーステナイト粒度番号、マルテンサイト組織分率、溶接割れ性、曲げ加工性、耐遅れ破壊特性、靱性を評価した。表 4 に 1 ～ 1 5 の本発明の実施例の結果を、表 6 に 1 6 ～ 4 6 の比較例の結果を示している。また、 A_{cs} 変態点を実測した。

[0051]

[表1]

表1

	鋼成分	(質量%)															A _{cs} (°C)	
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq		Pcm
実施例	A	0.212	0.22	1.68	0.002	0.002		1.32			0.08	0.015		0.0011	0.0032	0.534	0.331	791
	B	0.197	0.37	1.87	0.004	0.001		0.84			0.07	0.008		0.0010	0.0041	0.545	0.322	806
	C	0.221	0.24	1.66	0.005	0.001		1.02			0.08	0.012		0.0013	0.0027	0.533	0.336	796
	D	0.198	0.15	1.79	0.003	0.003		2.72			0.09	0.018		0.0012	0.0036	0.571	0.344	768
	E	0.197	0.18	1.41	0.004	0.001		1.11	0.64		0.06	0.015		0.0012	0.0032	0.595	0.330	797
	F	0.212	0.14	1.39	0.005	0.001		1.63		0.31	0.07	0.031		0.0013	0.0033	0.568	0.341	786
	G	0.217	0.35	1.37	0.003	0.002		0.95	0.37	0.12	0.08	0.012		0.0012	0.0040	0.588	0.346	807
	H	0.211	0.22	1.89	0.003	0.002		0.81			0.09	0.009	0.061	0.0016	0.0028	0.560	0.340	799
	I	0.207	0.23	1.54	0.003	0.002	0.32	1.24			0.08	0.013		0.0011	0.0032	0.504	0.334	796
	J	0.213	0.29	1.68	0.005	0.001		1.02		0.24	0.09	0.013	0.032	0.0008	0.0029	0.593	0.347	804
	K	0.195	0.32	1.52	0.004	0.002	0.25	1.05	0.37	0.11	0.11	0.014		0.0021	0.0050	0.589	0.348	803

[表2]

表2

鋼成分	(質量%)																A _{c3} (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq	Pcm	
L	0.162	0.38	1.92	0.004	0.002		1.41			0.05	0.015		0.0012	0.0042	0.533	0.300	807
M	0.251	0.24	1.37	0.005	0.002		1.02			0.07	0.009		0.0014	0.0039	0.515	0.352	795
N	0.195	0.01	1.95	0.004	0.001		1.15			0.08	0.016		0.0009	0.0041	0.549	0.317	792
O	0.201	0.81	1.84	0.007	0.002		0.87			0.06	0.015		0.0008	0.0028	0.563	0.339	846
P	0.225	0.45	0.68	0.002	0.002		1.25			0.06	0.021		0.0011	0.0036	0.388	0.300	812
Q	0.197	0.25	2.54	0.003	0.003		1.01			0.06	0.015		0.0012	0.0041	0.656	0.355	795
R	0.197	0.28	1.78	0.033	0.001		1.05			0.08	0.014		0.0012	0.0035	0.532	0.319	801
S	0.203	0.29	1.65	0.004	0.014		1.32			0.07	0.015		0.0012	0.0029	0.523	0.323	800
T	0.204	0.28	1.44	0.005	0.001		0.24			0.07	0.015		0.0013	0.0034	0.462	0.296	847
U	0.198	0.25	1.15	0.005	0.001		0.99	1.65		0.06	0.013		0.0014	0.0037	0.755	0.370	804
V	0.196	0.27	1.34	0.005	0.002		1.05		0.95	0.08	0.019		0.0012	0.0038	0.694	0.359	816
W	0.210	0.20	1.52	0.005	0.002		1.02			0.21	0.018		0.0012	0.0038	0.497	0.316	802
X	0.218	0.24	1.78	0.005	0.001		1.09			0.09	0.001		0.0014	0.0038	0.552	0.340	802
Y	0.215	0.32	1.38	0.004	0.003		0.87			0.07	0.125		0.0014	0.0041	0.480	0.316	815
Z	0.208	0.32	1.64	0.005	0.001		1.15			0.06	0.015	0.190	0.0016	0.0032	0.537	0.347	811
AA	0.209	0.26	1.49	0.004	0.001		1.31			0.07	0.016		0.0001	0.0033	0.501	0.315	802
AB	0.204	0.23	1.59	0.004	0.002		1.05			0.07	0.016		0.0054	0.0033	0.505	0.336	801
AC	0.214	0.21	1.50	0.003	0.002		0.97			0.09	0.012		0.0009	0.0027	0.497	0.317	805
AD	0.222	0.35	1.91	0.004	0.001		1.27	0.39		0.06	0.012		0.0015	0.0031	0.665	0.377	798
AE	0.192	0.44	1.15	0.002	0.003		0.79	0.32		0.07	0.009		0.0013	0.0032	0.486	0.300	846

比較例

[0053]

[表3]

表3

鋼板	鋼成分	板厚 (mm)	加熱温度 (°C)	930°C以下 860°C以上の の累積圧下率 (%)	圧延終了 温度 (°C)	焼入れ 加熱温度 (°C)	600°C～300°Cの 冷却速度(計算値) (°C/sec)	加速冷却 終了温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)
実施例									
1	A	25	1150	35	862	845	26	<200	200
2	A	4.5	1200	50	866	840	125	<200	250
3	B	25	1150	40	870	850	29	<200	250
4	B	12	1200	50	865	845	95	<200	300
5	C	25	1150	50	867	835	25	<200	250
6	D	25	1150	40	876	820	27	<200	225
7	E	25	1150	45	862	840	22	<200	250
8	F	25	1150	50	867	816	24	<200	250
9	F	9	1200	60	880	830	105	<200	300
10	G	25	1150	45	862	850	27	<200	250
11	H	16	1150	55	866	850	72	<200	250
12	H	25	1150	45	869	850	22	<200	250
13	I	25	1150	55	878	830	25	<200	250
14	J	25	1150	35	871	840	27	<200	250
15	K	25	1150	40	863	840	30	<200	225

[表4]

表4

鋼板	旧オーステナイト粒度番号	マルテンサイト組織分率(%)	降伏強度(MPa)	引張強度(MPa)	y型溶接割れ試験結果	曲げ加工性試験結果	耐遅れ破壊特性評価結果	-20℃での吸収エネルギー(J)
実施例	1	9.6	>90	1372	1532	合格	合格	59
	2	10.3	>90	1409	1612	-	合格	63*
	3	9.4	>90	1331	1495	合格	合格	51
	4	9.8	>90	1396	1591	-	合格	48
	5	9.9	>90	1357	1550	合格	合格	52
	6	10.6	>90	1378	1561	合格	合格	68
	7	9.6	>90	1366	1547	合格	合格	62
	8	10.6	>90	1381	1541	合格	合格	53
	9	10.3	>90	1398	1587	-	合格	54*
	10	10.1	>90	1427	1605	合格	合格	60
	11	9.9	>90	1369	1572	-	合格	64
	12	9.6	>90	1342	1530	合格	合格	65
	13	10.5	>90	1360	1523	合格	合格	51
	14	9.7	>90	1415	1595	合格	合格	61
	15	10.3	>90	1398	1612	合格	合格	67

*サブサイズシャルピー試験片(吸収エネルギーは、4号試験片を基準として変換した。)

[表5]

表5

鋼板	鋼成分	板厚 (mm)	加熱温度 (°C)	930°C以下 860°C以上の 累積圧下率 (%)	圧延終了 温度 (°C)	焼入れ 加熱温度 (°C)	600°C~300°Cの 冷却速度(計算値) (°C/sec)	加速冷却 終了温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)
16	L	25	1150	50	862	850	27	<200	250
17	M	25	1150	50	866	830	24	<200	250
18	N	25	1150	55	867	830	26	<200	225
19	O	25	1150	45	869	870	28	<200	225
20	P	25	1150	40	863	845	24	<200	250
21	Q	25	1150	45	870	830	23	<200	250
22	R	25	1150	50	879	840	26	<200	250
23	S	25	1150	50	862	835	26	<200	250
24	T	25	1150	55	869	870	29	<200	250
25	U	25	1150	55	869	840	28	<200	250
26	V	25	1150	50	871	850	27	<200	250
27	W	25	1150	50	873	840	29	<200	250
28	X	25	1150	55	875	840	26	<200	250
29	Y	25	1150	40	867	850	29	<200	225
30	Z	25	1150	45	866	845	25	<200	250
31	AA	25	1150	50	864	840	24	<200	225
32	AB	25	1150	50	872	850	28	<200	275
33	AC	25	1150	50	879	850	27	<200	250
34	AD	25	1150	45	865	840	25	<200	250
35	AE	25	1150	50	867	870	29	<200	250
36	A	25	1000	50	870	840	26	<200	250
37	C	25	1150	20	862	840	27	<200	250
38	D	25	1150	55	875	790	26	<200	250
39	A	25	1150	50	865	880	29	<200	250
40	A	25	1150	50	867	840	14	<200	250
41	C	25	1150	50	867	840	27	<200	なし
42	C	25	1150	45	869	840	28	<200	350
43	C	25	1150	45	871	840	28	<200	450
44	C	25	1150	75	873	840	26	<200	250
45	A	25	1150	50	820	850	29	<200	250
46	A	25	1150	50	867	850	29	300	250

比較例

[0056]

[表6]

鋼板	旧オーステナイト粒度番号	マルテンサイト組織分率(%)	降伏強度(MPa)	引張強度(MPa)	Y型溶接割れ試験結果	曲げ加工性試験結果	耐遅れ破壊特性評価結果	-20℃での吸収エネルギー(J)
16	9.8	>90	1257	1437	合格	合格	合格	62
17	10.6	>90	1435	1695	不合格	不合格	不合格	35
18	9.9	>90	1345	1511	合格	合格	合格	18
19	8.0	>90	1387	1551	合格	合格	不合格	36
20	9.9	>90	1256	1445	合格	合格	合格	57
21	10.2	>90	1448	1637	不合格	合格	合格	19
22	9.6	>90	1378	1524	不合格	合格	合格	40
23	10.3	>90	1366	1511	合格	合格	不合格	29
24	8.1	>90	1360	1572	合格	不合格	不合格	37
25	9.4	>90	1421	1612	不合格	合格	合格	32
26	9.5	>90	1430	1605	合格	合格	合格	19
27	9.9	>90	1335	1510	合格	合格	合格	22
28	7.8	>90	1401	1602	合格	不合格	不合格	34
29	9.1	>90	1405	1597	不合格	合格	合格	30
30	9.3	>90	1389	1605	合格	合格	合格	17
31	9.6	>90	1278	1465	合格	合格	合格	51
32	9.2	>90	1387	1578	合格	合格	合格	21
33	9.0	>90	1265	1431	合格	合格	合格	19
34	9.5	>90	1352	1542	不合格	合格	合格	35
35	8.1	>90	1397	1569	合格	合格	不合格	48
36	7.8	>90	1302	1587	合格	不合格	不合格	35
37	8.2	>90	1379	1599	合格	合格	不合格	44
38	11.9	80	1261	1439	合格	合格	合格	69
39	8.1	>90	1357	1547	合格	合格	不合格	40
40	9.1	70	1238	1425	合格	合格	合格	86
41	9.6	>90	1262	1602	合格	合格	合格	65
42	9.9	>90	1315	1416	合格	合格	合格	21
43	9.9	>90	1187	1232	合格	合格	合格	61
44	8.6	>90	1337	1589	合格	合格	不合格	40
45	8.6	>90	1337	1542	合格	合格	不合格	42
46	9.8	50	1306	1389	合格	合格	合格	54

*サブサイズシャルビー試験片(吸収エネルギーは、4号試験片を基準として変換した。)

表6

比較例

[0057] 降伏強度と引張強度とは、JIS Z 2201に規定の1A号引張試験片を採取して、JIS Z 2241に規定の引張試験により測定した。降伏強度は、1300MPa以上を合格、引張強度は、1400～1650MPaを合格とした。

旧オーステナイト粒度番号は、JIS G 0551(2005)の方法で測定し、引張強度と旧オーステナイト粒度番号とが、前記(a)、(b)を満たす場合に合格とした。

マルテンサイト組織分率の評価のために、板厚中心部付近から採取したサンプルを用いて、透過型電子顕微鏡により、倍率5000倍で20μm×30μmの範囲を5視野観察した。それぞれの視野におけるマルテンサイト組

織の面積を測定し、それぞれの面積の平均値からマルテンサイト組織分率を算出した。この際、マルテンサイト組織は、転位密度が高く、300℃以下の焼戻し熱処理ではセメンタイトはごくわずかしかなし生成しない。そのため、マルテンサイト組織をベイナイト組織などと区別できる。

溶接割れ性の評価のために、JIS Z 3158に規定のy型溶接割れ試験で評価を行った。評価に供する鋼板の板厚は、実施例2、4、9、11を除きすべて25mmであり、入熱15kJ/cmのCO₂溶接を行った。試験の結果、予熱温度150℃でルート割れ率が0であれば合格と評価した。また、板厚が25mm未満の実施例2、4、9、11の鋼板については、溶接性は同一成分の実施例1、3、8、12と同じであると考えられるため、y型溶接割れ試験を省略した。

[0058] 曲げ加工性の評価のために、JIS Z 2248に規定の方法で、JIS 1号試験片（試験片の長さ方向を鋼板の圧延方向と垂直な方向とする）を用いて板厚の3倍の曲げ半径（3t）となるように180度曲げを行った。曲げ試験後に、湾曲部の外側に裂けきずその他の欠陥が生じない場合を合格とした。

耐遅れ破壊特性の評価のために、それぞれの鋼板の「限界拡散性水素量H_c」および「環境から侵入する拡散性水素量H_E」を測定した。H_c/H_Eが3を超える場合に、耐遅れ破壊特性が良好であると評価した。

靱性の評価のために、JIS Z 2201 4号シャルピー試験片を板厚中心部から圧延方向に対して直角に採取し、3本の試験片に対し-20℃においてシャルピー衝撃試験を行った。それぞれの試験片の吸収エネルギーの平均値を計算し、その平均値が27J以上であることを目標とした。なお、板厚が9mmの鋼板（実施例9）については5mmサブサイズのシャルピー試験片、板厚が4.5mmの鋼板（実施例2）については3mmサブサイズのシャルピー試験片を用いた。サブサイズのシャルピー試験片に対しては、4号シャルピー試験片の板幅であると仮定した場合（すなわち、板幅10mm）の吸収エネルギー値が27J以上であることを目標値とした。

尚、 A_{c3} 変態点は、富士電波工機製 Formastor-FII を用いて、 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分}$ での昇温速度条件で熱膨張測定により測定した。

[0059] なお、表 1 および表 2 中で下線を付した化学成分（鋼成分組成）、 P_{cm} 値、 A_{c3} 点の数値は、本発明の条件を満たさないことを示す。表 3～6 中で下線を付した数値は、本発明の製造条件を満たさないもの、あるいは特性が不十分なものを示している。

[0060] 表 3 および表 4 の本発明の実施例 1～15 においては、前記の降伏強度、引張強度、旧オーステナイト粒度番号、マルテンサイト組織分率、溶接割れ性、曲げ加工性、耐遅れ破壊特性、靱性の目標値をすべて満足している。これに対し、表 5 および表 6 の比較例 16～33 では、表中下線で示す化学成分が本発明により限定された範囲を逸脱している。そのため、比較例 16～33 では、本発明の製造条件の範囲内にもかかわらず、降伏強度、引張強度、旧オーステナイト粒度番号、マルテンサイト組織分率、溶接割れ性、曲げ加工性、耐遅れ破壊特性、靱性のうち一つ以上で目標値を満たさない。比較例 34 は、鋼成分組成は、本発明範囲内であるが、 P_{cm} 値が本発明範囲を逸脱しているため、溶接割れ性が不合格である。比較例 35 は、鋼成分組成は、本発明範囲内であるが、 A_{c3} 点の本発明範囲を逸脱しているため、焼入れ加熱温度を低くとれない。そのため、旧オーステナイト結晶粒の微細化が不十分となり、耐遅れ破壊特性が不合格である。比較例 36～46 では、鋼成分組成、 P_{cm} 値、 A_{c3} 点がいずれも本発明範囲内であるが、本発明の製造条件を満たさない。そのため、降伏強度、引張強度、旧オーステナイト粒度番号、マルテンサイト組織分率、溶接割れ性、曲げ加工性、耐遅れ破壊特性、靱性のうち一つ以上で目標値を満たさない。すなわち、比較例 36 は、加熱温度が低く、Nb が固溶しないため、オーステナイトの微細化が不十分である。そのため、比較例 36 は、曲げ加工性と耐遅れ破壊特性とが不合格である。比較例 37 は、 930°C 以下、 860°C 以上での累積圧下率が低いため、オーステナイトの微細化が不十分である。そのため、比較例 37 は、耐遅れ破壊特性が不合格である。比較例 38 は、焼入れ加熱温度が 800°C

未満であるため、オーステナイトが細粒になりすぎる。そのため、焼入性が低下して90%以上のマルテンサイト組織分率が得られない。したがって、比較例38は、降伏強度が低く、不合格である。比較例39は、焼入れ加熱温度が850℃を超えているため、オーステナイトの微細化が不十分である。そのため、耐遅れ破壊特性が不合格である。比較例40は、600℃から300℃までの冷却速度が小さいため、90%以上のマルテンサイト組織分率が得られない。そのため、降伏強度が低く、不合格である。比較例41は、焼戻しをしないため、降伏強度が低く、不合格である。比較例42は、焼戻し温度が300℃を超えているため、靱性が低く、不合格である。比較例43は、焼戻し温度が比較例42よりも高いため、強度が低く、不合格である。比較例44は、930℃以下、860℃以上での累積圧下率が高いため、オーステナイトの微細化が不十分である。そのため、比較例44は、耐遅れ破壊特性が不合格である。比較例45は、圧延終了温度が低いため、オーステナイトの微細化が不十分である。そのため、比較例45は、耐遅れ破壊特性が不合格である。比較例46は、加速冷却終了温度が高いため、焼入れが不足し、90%以上のマルテンサイト組織分率が得られない。そのため、比較例46は、引張強度が低く、不合格である。なお、比較例46では、鋼板を300度まで加速冷却後、200℃まで空冷し、250℃まで焼き戻した。

産業上の利用可能性

[0061] 耐遅れ破壊特性、曲げ加工性および溶接性に優れる高強度厚鋼板およびその製造方法を提供することができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.18%以上、0.23%以下、

Si : 0.1%以上、0.5%以下、

Mn : 1.0%以上、2.0%以下、

P : 0.020%以下、

S : 0.010%以下、

Ni : 0.5%以上、3.0%以下、

Nb : 0.003%以上、0.10%以下、

Al : 0.05%以上、0.15%以下、

B : 0.0003%以上、0.0030%以下、

N : 0.006%以下

を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]を、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Bの濃度（質量%）とした場合に、 $P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$ により算出される溶接割れ感受性指標 P_{cm} が0.36%以下であることを満たす成分組成を有し；

A_{c3} 変態点が830℃以下であり、マルテンサイト組織分率が90%以上であり、降伏強度が1300MPa以上であり、引張強度が1400MPa以上かつ1650MPa以下であり、さらに、引張強度と、試料片断面の1mm²当りの平均結晶粒数 m を用いて、 $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ により算出される旧オーステナイト結晶粒度番号 N_{γ} とが、前記引張り強度を[TS]（MPa）とした場合に、前記引張強度が1550MPa未満では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.004 + 8.0$ 、かつ $N_{\gamma} \leq 11.0$ を満たし、前記引張強度が

1550MPa以上では、 $N_y \geq ([TS] - 1550) \times 0.008 + 8.6$ 、かつ $N_y \leq 11.0$ を満たす；

ことを特徴とする高強度厚鋼板。

[請求項2]

質量%で、さらに、

Cu：0.05%以上、0.5%以下、

Cr：0.05%以上、1.5%以下、

Mo：0.03%以上、0.5%以下、

V：0.01%以上、0.10%以下

のうちの1種以上を含むことを特徴とする、請求項1に記載の高強度厚鋼板。

[請求項3]

板厚が4.5mm以上25mm以下であることを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の高強度厚鋼板。

[請求項4]

請求項1または請求項2に記載の成分組成を有する鋼片または鋳片を1100℃以上に加熱し；

板厚が4.5mm以上、25mm以下の鋼板となるように、930℃以下、860℃以上の温度範囲での累積圧下率が30%以上、65%以下であり、860℃以上で圧延を終了する熱間圧延を行い；

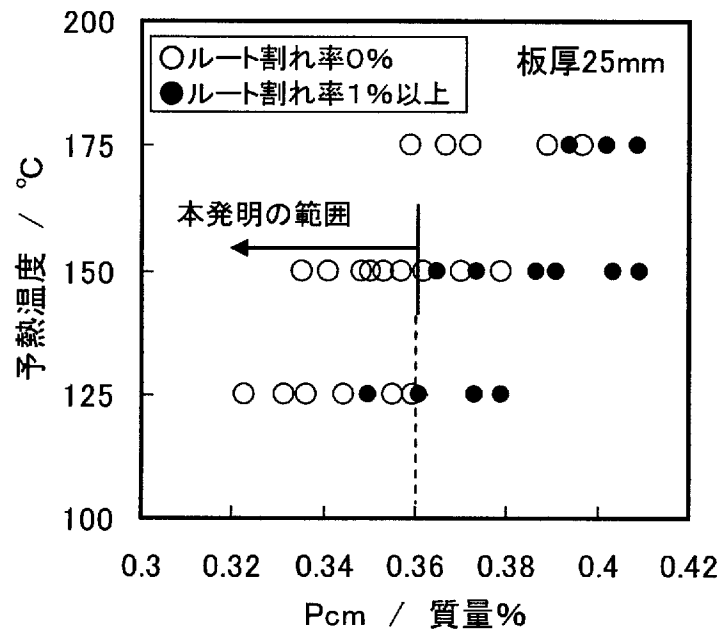
冷却後、前記鋼板を A_3 変態点+20℃以上、かつ850℃以下の温度に再加熱し；

その後、600℃から300℃までの前記鋼板の板厚中心部における平均冷却速度が20℃/sec以上となる冷却条件で200℃以下まで加速冷却を行い；

さらにその後、200℃以上、300℃以下の温度範囲で焼戻し熱処理を行う；

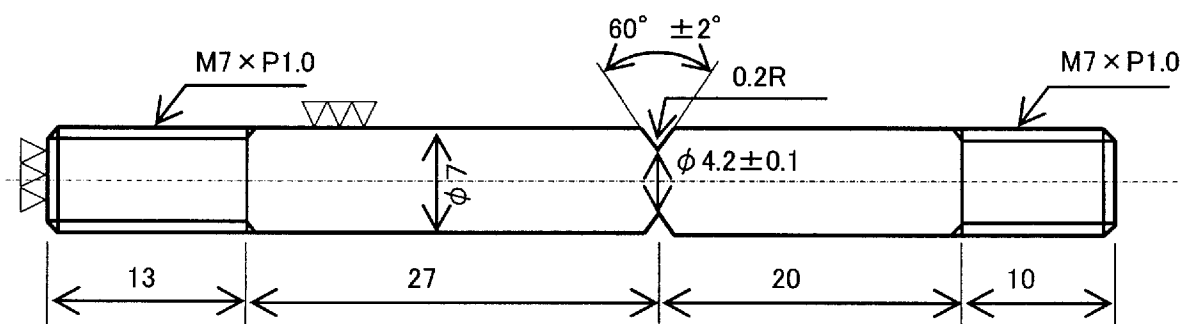
ことを特徴とする高強度厚鋼板の製造方法。

[図1]

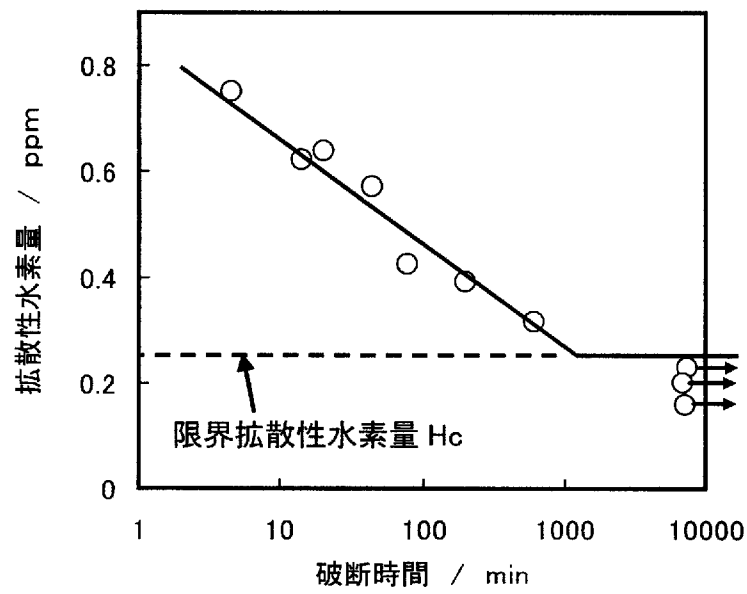


$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$
 $[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[Mn]$ 、 $[Cu]$ 、 $[Ni]$ 、 $[Cr]$ 、 $[Mo]$ 、 $[V]$ 、 $[B]$ は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Bの質量%

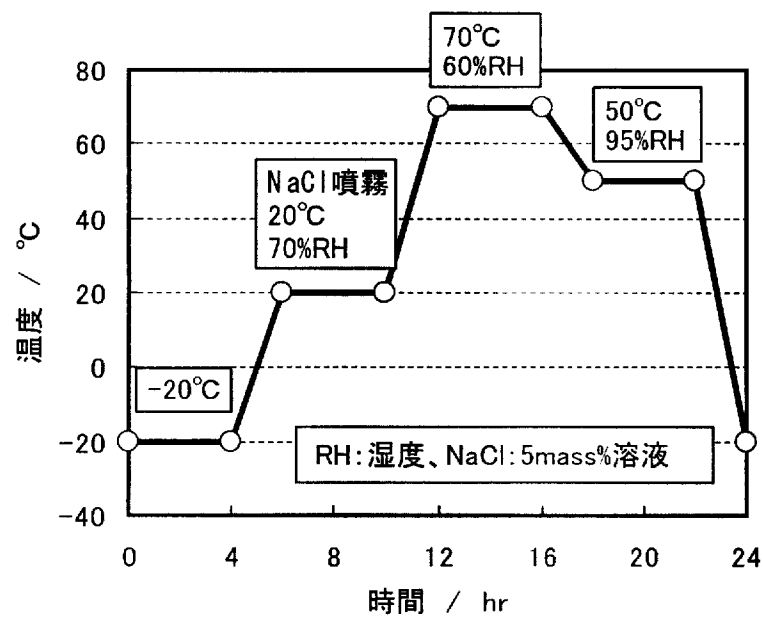
[図2]



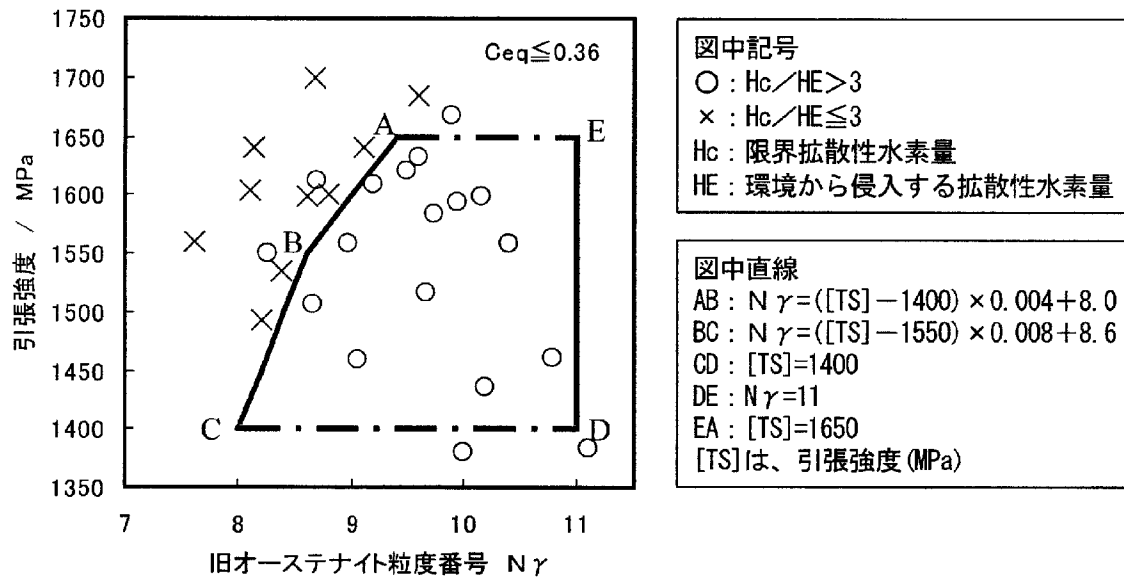
[図3]



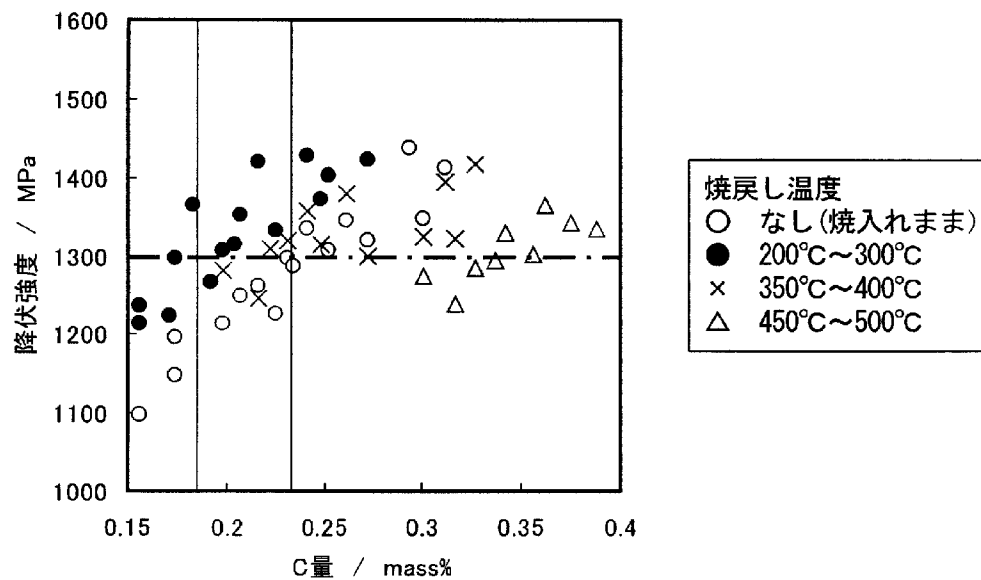
[図4]



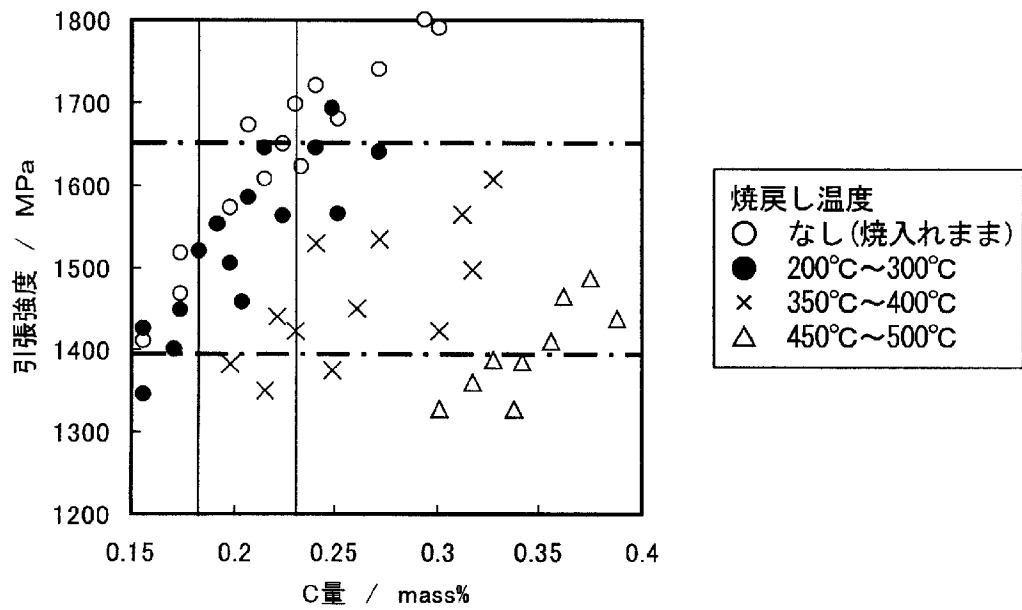
[図5]



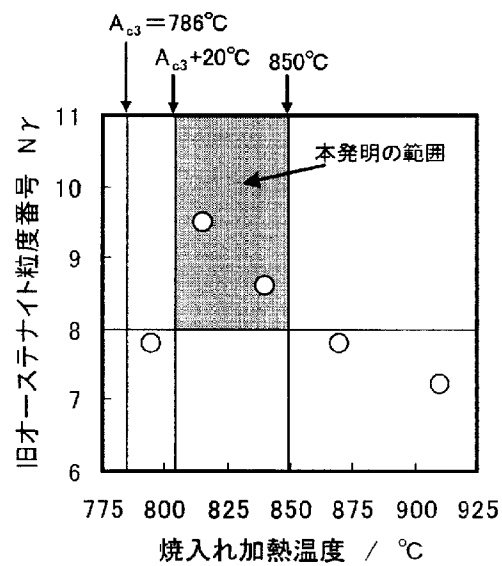
[図6]



[図7]



[図8]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/004583

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/12(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, C21D8/02, C22C38/12, C22C38/58

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	1996-2009
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2009	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2009

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 2008-208454 A (JFE Steel Corp.), 11 September 2008 (11.09.2008), & WO 2008/093897 A1	1-4
A	JP 2007-302974 A (JFE Steel Corp.), 22 November 2007 (22.11.2007), (Family: none)	1-4
A	JP 11-71631 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 16 March 1999 (16.03.1999), (Family: none)	1-4



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

24 November, 2009 (24.11.09)

Date of mailing of the international search report

08 December, 2009 (08.12.09)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i, C22C38/58(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, C21D8/02, C22C38/12, C22C38/58

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 0 9 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 9 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 9 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 2008-208454 A (J F E スチール株式会社) 2008.09.11 & WO 2008/093897 A1	1 - 4
A	JP 2007-302974 A (J F E スチール株式会社) 2007.11.22 (ファミリーなし)	1 - 4
A	JP 11-71631 A (住友金属工業株式会社) 1999.03.16 (ファミリーなし)	1 - 4

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

2 4 . 1 1 . 2 0 0 9

国際調査報告の発送日

0 8 . 1 2 . 2 0 0 9

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 1 0 0 - 8 9 1 5

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)

井上 猛

4 K

9 2 6 9

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5