

(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5月20日(20.05.2010)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2010/055609 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
B21B 1/38 (2006.01) C22C 38/16 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2009/005315
- (22) 国際出願日: 2009年10月13日(13.10.2009)
- (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 2008-288859 2008年11月11日(11.11.2008) 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). 宇佐見明(USAMI, Akira) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6

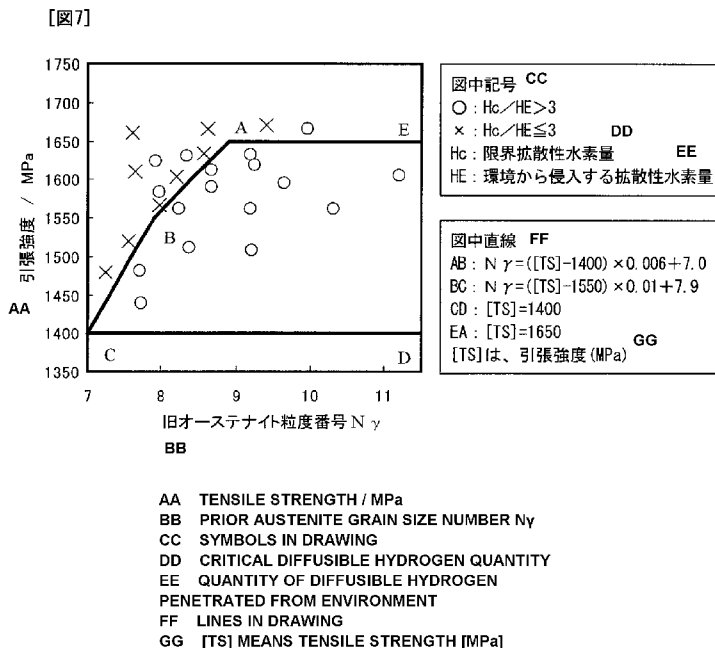
番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 岡正春(OKA, Masaharu) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

- (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

[続葉有]

(54) Title: THICK STEEL SHEET HAVING HIGH STRENGTH AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度厚鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: A thick steel sheet having high strength, which contains (by mass%) 0.18-0.23% of C, 0.1-0.5% of Si, 1.0-2.0% of Mn, 0.020% or less of P, 0.010% or less of S, more than 0.5% and not more than 3.0% of Cu, 0.25-2.0% of Ni, 0.003-0.10% of Nb, 0.05-0.15% of Al, 0.0003-0.0030% of B and 0.006% or less of N, with the remainder being Fe and unavoidable impurities and has such a chemical composition that Pcm becomes 0.39% or less, wherein the A_{c3} phase transformation point is 850°C or lower, the volume fraction of a martensite structure is 90% or more, the yield strength is 1300 MPa or more, the tensile strength $[TS]$ is 1400 to 1650 MPa, and the $[TS]$ and the prior austenite crystal grain size number $[N_{\gamma}]$ have the relationship represented by the following formulae: $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ when $[TS]$ is less than 1550 MPa and $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ when $[TS]$ is 1550 MPa or more.

(57) 要約: 質量%でC: 0.18~0.23%, Si: 0.1~0.5%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.020%以下, S: 0.010%以下, Cu: 0.25~2.0%, Ni: 0.003~0.10%, Nb: 0.05~0.15%, Al: 0.0003~0.0030%, B: 0.006%以下, 残部Fe及び不可避免的な不純物からなり且つ $P_{cm} \leq 0.39\%$ である成分組成を有し、 A_{c3} 変態点850°C以下、マルテンサイト組織分率90%以上、降伏強度1300MPa以上、引張強度 $[TS]$ が1400~1650MPaであり、更に $[TS]$ と旧オーステナイト結晶粒度番号 N_{γ} の値が、 $[TS] < 1550$ MPaでは $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ 、 $[TS] \geq 1550$ MPaでは $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ を満たす高強度厚鋼板。

以下、Cu: 0.5%超3.0%以下、Ni: 0.25~2.0%、Nb: 0.003~0.10%、Al: 0.05~0.15%、B: 0.0003~0.0030%、N: 0.006%以下、残部Fe及び不可避免的な不純物からなり且つ $P_{cm} \leq 0.39\%$ である成分組成を有し、 A_{c3} 変態点850°C以下、マルテンサイト組織分率90%以上、降伏強度1300MPa以上、引張強度 $[TS]$ が1400~1650MPaであり、更に $[TS]$ と旧オーステナイト結晶粒度番号 N_{γ} の値が、 $[TS] < 1550$ MPaでは $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ 、 $[TS] \geq 1550$ MPaでは $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ を満たす高強度厚鋼板。

WO 2010/055609 A1



(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))

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、耐遅れ破壊特性および溶接性に優れ、降伏強度 1300MPa 以上かつ引張強度 1400MPa 以上の高強度で、板厚 4.5mm 以上、 25mm 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、 2008 年 11 月 11 日に、日本に出願された特願 $2008-288859$ 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 900MPa ないしは 1100MPa 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 1300MPa 以上（引張強度 1400MPa 以上）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 1200MPa 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 1300MPa （引張強度 1400MPa ）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 1100MPa 級高強度鋼に比べて低下しないことが要求される。

[0004] 降伏強度 1300MPa 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 $1370\sim 1960\text{N/mm}^2$ 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 1.8mm 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] 一方、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がその技術の例である。しかし、この例では、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3および特許文献4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3および特許文献4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3および特許文献4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、これらの文献に記載の鋼材は、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5では、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] 特許文献6には、鋼の耐候性を高めてボルト部品の遅れ破壊を抑制するために、多量のNiを添加する技術が開示されている。しかしながら、必須条件として高価なNiを2.3%以上添加するため、コスト面から厚板への適用は実用的ではない。
- [0009] 特許文献7には、生成さびを緻密化して耐遅れ破壊特性を向上させるためにPとCuとを同時添加する技術が開示されている。しかし、Pを高めると靱性が低下する傾向がある。したがって、降伏強度1300MPa級高強度厚鋼板では、強度と靱性とのバランスを確保することが難しくなるため、この技術は、適用できない。
- [0010] このように、降伏強度1300MPa以上かつ引張強度1400MPa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

- [0011] 特許文献1：特開平7-90488号公報
特許文献2：特開平11-80903号公報
特許文献3：特開平11-229075号公報
特許文献4：特開平1-149921号公報
特許文献5：特開平9-263876号公報
特許文献6：特開2001-107139号公報
特許文献7：特開平9-311601号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0012] 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1300MPa以上かつ引張強度1400MPa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

[0013] 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 mm 以下がほとんどである。板厚 2 5 mm の場合、水冷による焼入れ熱処理時の板厚中心部の平均冷却速度は、通常 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 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 9 0 % 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 1 0 % 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。

[0014] 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 2 5 mm で、旧オーステナイト結晶粒度番号が 7 から 1 1 であり、かつ降伏強度が 1 3 0 0 M P a 以上かつ引張強度が 1 4 0 0 M P a 以上の種々の鋼板について、J I S Z 3 1 5 8 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 2 5 mm 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 175°C 以下であることを目標とした。図 1 から、予熱温度 175°C で、ルート割れ率が完全に 0 となるための P_{cm} は、0. 3 9 % 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 0.39%以下であることが必要である。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 0.37%以下であることが必要である。

[0015] また、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、結晶粒微細化にともな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、結晶粒微細化による粒径の下限を定めても良い。例えば、後述する旧オーステナイト粒度番号を 12 以下としても良い。

[0016] 発明者は、結晶粒径を過度に微細化することなく、マルテンサイト組織鋼の耐遅れ破壊特性を向上させる方法について種々の検討を行った。その結果、環境からの侵入水素量を低減させることが遅れ破壊特性に非常に有効であることを見出した。この環境からの侵入水素量を大きく低減するためには、鋼材の C_u 量を増加させることと、P 量を低減することとが効果的であるという重要な知見を得た。C_u 添加と P 低減による侵入水素量低減の機構は明らかでない。しかしながら、C_u 量を増加させ、P 量を低減することで、鋼材の耐食性が大きく変化することはない。この場合には、耐食性と侵入水素量低減との相関関係は、特に見られない。

[0017] 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 . 83 (1997)、p 454 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100℃/hrの昇温条件で400℃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。

[0018] 一方、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、5mass%NaCl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。

[0019] 「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、耐遅れ破壊特性が高いと考えられる。

H_E に対するCuおよびPの影響を、それぞれ、図5および図6に示す。図5に示すように、Cu添加により H_E が低下する。特に、1.0%を超えるCuの添加によってより顕著に H_E が低下する。また、図6に示すように、Pについては、含有量が高いほど H_E が大きくなる傾向がある。

[0020] さらに、発明者は、鋼板の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。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。図7は、Cuを1.20~1.55%、Pを0.002~0.004%含有するマルテンサイト組織鋼に対し、引張強度と旧オーステナイト粒径とを変化させて H_c および H_E を調査した結果である。図7では、 H_c/H_E が3より大きい場合に、耐遅れ破壊特性が良好であると評価している。また、 $H_c/H_E > 3$ を○で、 $H_c/H_E \leq 3$ を×で示している。図7から、耐遅れ破壊特性は、

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、C u 添加およびP低減によりH Eを低くしながら、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H cを高くし、H c/H Eを大きくする。このような制御によって、過度の結晶粒微細化に頼ることなく、耐遅れ破壊特性を確実に向上できることを示している。

[0021] 具体的には、図7より、引張強度1400MPa以上において、 $H_c/H_E > 3$ 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(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未満の場合は、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$

(b) 引張強度が1550MPa以上、1650MPa以下の場合は、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$

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7中の太線で囲まれた領域で示される。なお、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。

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。

[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8および図9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0.39%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、比較的少ない合金元素添加量で、1300MPa以上の高い降伏強度と、1400MPa以上、1650MPa以下の引張強度を両立させることができ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、加熱温度を A_{c3} 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上、かつ 870°C 以下の範囲で、再加熱焼入れを行う。再加熱温度が A_{c3} 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_{c3} 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上とした。図10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。

[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。

本発明の要旨は、下記のとおりである。

[0025] (1) 質量%で、 $\text{C} : 0.18\%$ 以上、 0.23% 以下、 $\text{Si} : 0.1\%$ 以上、 0.5% 以下、 $\text{Mn} : 1.0\%$ 以上、 2.0% 以下、 $\text{P} : 0.020\%$ 以下、 $\text{S} : 0.010\%$ 以下、 $\text{Cu} : 0.5\%$ 超、 3.0% 以下、 $\text{Ni} : 0.25\%$ 以上、 2.0% 以下、 $\text{Nb} : 0.003\%$ 以上、 0.10% 以下、 $\text{Al} : 0.05\%$ 以上、 0.15% 以下、 $\text{B} : 0.0003\%$ 以上、 0.0030% 以下、 $\text{N} : 0.006\%$ 以下を含み、残部が Fe および不可避免的な不純物からなり、かつ $[\text{C}]$ 、 $[\text{Si}]$ 、 $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{Cu}]$ 、 $[\text{Ni}]$ 、 $[\text{Cr}]$ 、 $[\text{Mo}]$ 、 $[\text{V}]$ 、 $[\text{B}]$ 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、 $P_{cm} = [\text{C}] + [\text{Si}] / 30 + [\text{Mn}] / 20 + [\text{Cu}] / 20 + [\text{Ni}] / 60 + [\text{Cr}] / 20 + [\text{Mo}] / 15 + [\text{V}] / 10 + 5 [\text{B}]$ により算出される溶接割れ感受性指標 P_{cm} が 0.39% 以下であることを満たす成分組成を有し； A_{c3} 変態点が 850°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 1550 MPa 未満では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ を満たし、前記引張強度が 1550 MPa 以上では、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ 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、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 4.5 mm 以上 25 mm 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 4.5 mm 以上、25 mm 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_3 変態点 + 20°C 以上、かつ 870°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°C/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 1300 MPa 以上でかつ引張強度 1400 MPa 以上の高強度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] P_{cm} 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] C_u量と環境から侵入する拡散性水素量H_Eとの関係を示すグラフである。

[図6] P量と環境から侵入する拡散性水素量H_Eとの関係を示すグラフである。

[図7] 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8] 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9] 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10] 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。

[0032] 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、C量の下限を0.19%に、C量の上限を0.22%又は0.21%に制限してもよい。

- [0033] 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。脱酸、強度および靱性の改善のために、Si量の下限を0.15%または0.20%に、Si量の上限を0.40%または0.30%に制限してもよい。
- [0034] 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。強度確保と靱性向上等のために、Mn量の下限を1.1%、1.2または1.3%に、Mn量の上限を1.9%、1.8%または1.7%に制限してもよい。
- [0035] Pは、不純物として耐遅れ破壊特性を大きく低下させる有害な元素である。0.020%を超えてPを含有させると、環境からの侵入水素量を増加させるとともに粒界を脆弱化させる。したがって、P量を0.020%以下とすることが必須である。望ましくはP量を0.010%以下とする。耐遅れ破壊特性をより向上させるため、P量を0.008%以下、0.006%以下または0.004%以下に制限してもよい。
- [0036] Sは、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。
- [0037] Cuは、環境からの侵入水素量HEを低減させ、耐遅れ破壊特性を向上させる元素である。図5に示すように、0.5%を超えてCuを添加することでHEが低下する。さらに、1.0%を超えてCuを添加することでより顕著にHEが低下する。したがって、Cuの添加量は、0.50%超、望ましくは1.0%超とする。しかし、3.0%を超えてCuを添加すると溶接性を低下させることがある。そのため、Cuの添加量は、3.0以下とする。

耐遅れ破壊特性の向上のために、Cu量の下限を0.7%、1.0%または1.2%に制限してもよい。溶接性向上のために、Cu量の上限を2.2%、1.8%または1.6%に制限してもよい。

[0038] Niは、焼入性および靱性を向上させる元素である。また、質量%でCu添加量の半分程度以上のNiを添加することにより高Cu添加によるスラブの割れを抑制する効果がある。そのため、Niを少なくとも0.25%以上添加する。安定してこの効果を発揮させるため、Ni量を0.5%以上、0.8%以上または0.9%以上に制限してもよい。しかし、Niは、高価な元素であるので、添加量は、2.0%以下とする。さらなる価格低減のために、Ni量を1.6%以下または1.3%以下に制限してもよい。

[0039] 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。これらの効果を安定して得るために、Nbを0.005%以上、0.008%以上または0.011%以上に制限してもよい。しかし、過剰に添加すると溶接性を阻害することがあるため、添加量は0.10%以下とする。溶接性の向上のため、0.05%以下、0.03%以下または0.02%以下に制限してもよい。

[0040] 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。靱性をより向上させるために、Al量の上限を0.10%または0.08%に制限してもよい。

[0041] 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。確実な焼入性確保および溶接性や靱性の低下防止のため、B量の下限を0.0005%または0.0008%に、B量の上限を0.0021%または0.0015%に制限してもよい。

[0042] 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。

[0043] 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、Cr、Mo、Vのうち一種以上を添加することができる。

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。靱性向上のために、Cr量を1.0%以下、0.5%以下または0.4%以下に制限してもよい。

[0044] 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ため、Moの添加は、0.5%以下とする。必要に応じて、Mo量の上限を0.35%または0.20%以下に制限してもよい。

[0045] 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ため、Vの添加は、0.10%以下とする。必要に応じて、V量を0.08%以下、0.06%以下または0.04%以下に制限してもよい。

[0046] 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 0.39% 以下となるように成分組成を限定する。溶接性をより向上させるために、 0.38% 以下または 0.37% 以下に制限してもよい。

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

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。

[0047] 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。

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

[0048] 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°C 以上とする。

さらに、旧オーステナイト粒度番号 7.0 以上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 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上、かつ 870°C 以下の範囲とすることが必要である。

[0049] 熱間圧延時の制御圧延では、 930°C 以下、 860°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°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7.0以上の整粒組織が得られないことがある。

[0050] 熱間圧延後、鋼板を冷却し、 A_{c3} 変態点+20℃以上、かつ870℃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870℃以下とするためには、鋼材の A_{c3} 変態点は、850℃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により実測する。

[0051] 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。

[0052] 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、時効効果によって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、時効効果がなく、降伏強度が増加しない。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。

[0053] 表 1 および表 2 に示す成分組成を有する A ~ A F 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 4 の本発明の実施例と、表 5 に示す 1 5 ~ 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 4 の本発明の実施例の結果を、表 6 に 1 5 ~ 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。

[0054]

[表1]

表 1

	(質量%)																	A _{c3} (°C)
	鋼成分	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq*	Pcm**	
実施例	A	0.204	0.21	1.72	0.002	0.002	0.79	0.54			0.07	0.011		0.0011	0.0039	0.513	0.351	825
	B	0.197	0.31	1.72	0.003	0.001	1.41	0.91			0.07	0.011		0.0013	0.0031	0.519	0.386	810
	C	0.221	0.23	1.35	0.002	0.001	1.12	0.64			0.07	0.014		0.0011	0.0033	0.472	0.368	807
	D	0.187	0.18	1.21	0.004	0.003	2.11	1.11			0.08	0.017		0.0012	0.0036	0.424	0.384	802
	E	0.198	0.16	1.54	0.012	0.002	1.47	1.11			0.06	0.015		0.0012	0.0032	0.489	0.378	808
	F	0.201	0.13	1.33	0.004	0.002	1.28	0.69	0.55		0.07	0.013		0.0013	0.0032	0.555	0.381	802
	G	0.191	0.15	1.46	0.004	0.002	1.05	0.70		0.35	0.07	0.017		0.0021	0.0038	0.546	0.367	830
	H	0.194	0.31	1.88	0.003	0.002	1.19	0.67			0.08	0.027	0.054	0.0012	0.0029	0.541	0.380	815
	I	0.197	0.21	1.15	0.003	0.002	1.34	0.82	0.32	0.15	0.08	0.012	0.035	0.0012	0.0031	0.522	0.378	821
	J	0.201	0.24	1.48	0.003	0.001	1.12	0.58	0.41	0.11	0.09	0.015		0.0015	0.0045	0.582	0.384	814

*Ceq = C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

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

[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**	
K	0.164	0.32	1.89	0.004	0.002	1.35	0.75			0.06	0.016		0.0013	0.0034	0.511	0.356	817
L	0.251	0.25	1.16	0.005	0.001	1.05	0.66			0.07	0.012		0.0012	0.0035	0.471	0.387	804
M	0.192	0.01	1.77	0.004	0.001	1.37	0.74			0.08	0.009		0.0012	0.0042	0.506	0.368	799
N	0.197	0.79	1.51	0.006	0.001	1.38	0.85			0.06	0.012		0.0008	0.0029	0.503	0.386	844
O	0.211	0.35	0.71	0.003	0.002	1.41	0.95			0.06	0.018		0.0011	0.0040	0.368	0.350	830
P	0.189	0.15	2.32	0.003	0.002	1.05	0.65			0.06	0.016		0.0012	0.0039	0.598	0.379	805
Q	0.192	0.3	1.77	0.026	0.002	1.32	0.84			0.08	0.014		0.0014	0.0034	0.521	0.378	810
R	0.199	0.24	1.66	0.005	0.013	1.52	0.92			0.06	0.015		0.0009	0.0029	0.509	0.386	806
S	0.215	0.32	1.92	0.004	0.001	0.30	1.21			0.06	0.016		0.0008	0.0032	0.579	0.361	805
T	0.182	0.12	1.25	0.005	0.002	3.42	0.42			0.06	0.017		0.0011	0.0033	0.406	0.432	812
U	0.202	0.24	1.47	0.004	0.002	1.35	0.18			0.07	0.016		0.0012	0.0029	0.462	0.360	840
V	0.192	0.25	1.03	0.003	0.001	1.05	0.87	1.65		0.06	0.014		0.0014	0.0034	0.726	0.408	804
W	0.192	0.20	1.05	0.005	0.002	1.38	0.74		0.67	0.08	0.019		0.0012	0.0029	0.561	0.383	830
X	0.199	0.24	1.35	0.006	0.001	1.75	0.87			0.22	0.017		0.0012	0.0032	0.456	0.383	818
Y	0.212	0.24	1.61	0.004	0.002	1.25	0.67			0.09	0.001		0.0014	0.0041	0.507	0.381	810
Z	0.209	0.28	1.41	0.003	0.002	1.46	0.86			0.07	0.133		0.0015	0.0035	0.477	0.384	809
AA	0.204	0.29	1.55	0.004	0.002	1.08	0.61			0.06	0.014	0.188	0.0015	0.0033	0.503	0.382	820
AB	0.197	0.31	1.45	0.003	0.001	1.56	0.80			0.07	0.016		0.0001	0.0032	0.472	0.372	811
AC	0.201	0.25	1.25	0.003	0.002	1.34	0.95			0.07	0.015		0.0052	0.0033	0.444	0.381	809
AD	0.211	0.24	1.52	0.003	0.001	1.32	0.87			0.06	0.014		0.0012	0.0093	0.496	0.382	812
AE	0.218	0.24	1.75	0.003	0.002	1.68	0.85			0.07	0.015		0.0013	0.0041	0.541	0.418	806
AF	0.185	0.44	1.05	0.003	0.003	1.02	0.41	0.92		0.12	0.012		0.0013	0.0033	0.573	0.363	856

*Ceq = C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

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

[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)
1	A	25	1150	40	863	860	25	<200	250
2	B	12	1150	45	870	865	92	<200	200
3	B	25	1150	40	871	835	26	<200	200
4	C	4.5	1200	60	880	835	163	<200	250
5	C	25	1150	45	872	835	29	<200	250
6	D	25	1150	45	864	835	22	<200	250
7	E	25	1150	50	860	840	26	<200	300
8	E	16	1150	55	866	835	57	<200	225
9	F	25	1150	45	875	830	25	<200	300
10	G	25	1200	50	861	855	28	<200	250
11	H	8	1150	60	865	840	101	<200	225
12	H	25	1150	35	864	840	22	<200	250
13	I	25	1150	55	878	850	26	<200	225
14	J	25	1150	45	866	840	29	<200	200

実施例

[0057]

[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)	γ型溶接割れ試験結果	曲げ加工性試験結果	Hc (ppm)	HE (ppm)	Hc/HE	-20℃での吸収エネルギー(J)	
実施例	1	7.9	>90	1341	1508	合格	合格	0.42	0.06	7.0	57
	2	8.8	>90	1425	1574	-	合格	0.31	0.04	7.8	51
	3	10.1	>90	1391	1534	合格	合格	0.29	0.02	14.5	56
	4	9.4	>90	1389	1561	-	合格	0.31	0.04	7.8	67*
	5	9.7	>90	1338	1492	合格	合格	0.45	0.01	45.0	64
	6	10.3	>90	1377	1552	合格	合格	0.30	0.02	15.0	55
	7	9.8	>90	1371	1539	合格	合格	0.42	0.06	7.0	65
	8	10.0	>90	1381	1541	-	合格	0.32	0.02	16.0	57
	9	10.2	>90	1402	1580	合格	合格	0.28	0.03	9.3	48
	10	8.9	>90	1357	1520	合格	合格	0.45	0.04	11.3	51
	11	9.8	>90	1389	1542	-	合格	0.36	0.01	36.0	50*
	12	9.5	>90	1387	1517	合格	合格	0.46	0.02	23.0	52
	13	8.7	>90	1364	1555	合格	合格	0.50	0.04	12.5	57
	14	10.1	>90	1398	1612	合格	合格	0.27	0.01	27.0	50

*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。)

[0058]

[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)
比較例									
15	K	25	1150	50	863	840	24	<200	225
16	L	25	1150	45	872	835	25	<200	250
17	M	25	1150	55	880	840	29	<200	250
18	N	25	1150	50	871	865	29	<200	225
19	O	25	1150	50	865	850	24	<200	225
20	P	25	1150	50	864	835	24	<200	250
21	Q	25	1150	45	869	840	26	<200	200
22	R	25	1150	45	880	840	25	<200	250
23	S	25	1150	60	864	850	27	<200	250
24	T	25	1150	50	880	845	25	<200	250
25	U	25	1150	50	866	865	27	<200	250
26	V	25	1150	55	869	835	28	<200	225
27	W	25	1150	45	867	855	26	<200	250
28	X	25	1150	50	880	840	24	<200	225
29	Y	25	1150	45	862	840	25	<200	225
30	Z	25	1150	40	873	840	29	<200	225
31	AA	25	1150	50	871	850	26	<200	250
32	AB	25	1150	45	869	840	25	<200	250
33	AC	25	1150	50	867	840	28	<200	250
34	AD	25	1150	45	865	850	26	<200	250
35	AE	25	1150	45	872	840	26	<200	250
36	AF	25	1150	45	865	880	24	<200	225
37	C	25	1000	45	866	840	25	<200	250
38	A	25	1150	20	862	840	25	<200	225
39	B	25	1150	45	868	885	28	<200	225
40	C	25	1150	55	867	850	15	<200	250
41	A	25	1150	45	868	850	26	<200	なし
42	A	25	1150	50	868	850	27	<200	350
43	A	25	1150	50	871	850	27	<200	450
44	A	25	1150	80	864	840	24	<200	225
45	A	25	1150	50	820	850	26	<200	250
46	A	25	1150	50	867	850	21	300	250

[0059]

[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)	V型溶接割 れ試験結果	曲げ 加工性 試験結果	Hc (ppm)	HE (ppm)	Hc/HE	-20°Cでの 吸収エネルギー (J)
15	9.4	>90	1249	1438	合格	合格	0.47	0.03	15.7	64
16	10.0	>90	1460	1699	不合格	不合格	0.21	0.09	2.3	29
17	9.4	>90	1331	1495	合格	合格	0.35	0.03	11.7	19
18	8.2	>90	1365	1551	合格	合格	0.20	0.08	2.5	17
19	9.3	>90	1277	1451	合格	合格	0.39	0.04	9.8	60
20	9.6	>90	1452	1644	不合格	不合格	0.27	0.07	3.9	21
21	9.1	>90	1350	1520	不合格	合格	0.31	0.14	2.2	39
22	9.4	>90	1370	1539	合格	合格	0.15	0.08	1.9	31
23	8.3	>90	1391	1561	合格	合格	0.32	0.12	2.7	60
24	8.1	>90	1421	1610	不合格	合格	0.26	0.03	8.7	29
25	7.9	>90	1338	1515	合格	合格	0.38	0.04	9.5	22
26	9.1	>90	1430	1619	不合格	合格	0.22	0.05	4.4	34
27	8.6	>90	1419	1611	合格	合格	0.21	0.06	3.5	19
28	9.1	>90	1345	1529	合格	合格	0.35	0.03	11.7	21
29	7.3	>90	1397	1564	合格	合格	0.12	0.05	2.4	35
30	8.7	>90	1399	1576	不合格	合格	0.26	0.07	3.7	39
31	8.9	>90	1400	1608	合格	合格	0.36	0.09	4.0	16
32	9.2	75	1266	1452	合格	合格	0.48	0.04	12.0	71
33	8.8	>90	1380	1550	合格	合格	0.31	0.07	4.4	20
34	8.4	80	1277	1409	合格	合格	0.42	0.03	14.0	30
35	8.8	>90	1360	1540	不合格	合格	0.31	0.05	6.2	36
36	7.4	>90	1389	1559	合格	合格	0.14	0.05	2.8	55
37	7.3	>90	1325	1561	合格	合格	0.09	0.04	2.3	36
38	6.8	>90	1354	1578	合格	合格	0.11	0.04	2.8	42
39	7.1	>90	1369	1564	合格	合格	0.09	0.04	2.3	48
40	8.7	60	1177	1389	合格	合格	0.52	0.03	17.3	75
41	8.9	>90	1275	1611	合格	合格	0.27	0.03	9.0	54
42	9.2	>90	1382	1480	合格	合格	0.47	0.10	4.7	19
43	9.2	>90	1272	1351	合格	合格	0.84	0.19	4.4	45
44	6.9	>90	1385	1482	合格	合格	0.12	0.05	2.4	55
45	6.8	>90	1402	1506	合格	合格	0.11	0.05	2.2	42
46	8.4	50	1312	1387	合格	合格	0.24	0.07	3.4	54

*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。)

[0060] 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20 μ m $\times$ 3

0 μ m 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しか生成しない。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、8、11 を除きすべて 25 mm であり、入熱 15 kJ/cm の CO₂ 溶接を行った。試験の結果、予熱温度 175℃ 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 25 mm 未満の実施例 2、4、8、11 の鋼板については、溶接性は同一成分の実施例 3、5、7、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。

[0061] 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 4 倍の曲げ半径（4 t）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 よりも大きい場合に、耐遅れ破壊特性が良好であると評価した。

[0062] 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 27 J 以上であることを目標とした。なお、板厚が 8 mm の鋼板（実施例 11）については 5 mm サブサイズのシャルピー試験片、板厚が 4.5 mm の鋼板（実施例 4）については 3 mm 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 1

0 mm) の吸収エネルギー値が 27 J 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°C/分での昇温速度条件で熱膨張測定により測定した。

[0063] 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。

[0064] 表 3 および表 4 の本発明の実施例 1～14 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 15～34 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 15～34 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。

[0065] 比較例 35 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 36 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 37～46 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 37 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 37 は、耐遅れ破壊特性が不合格である。比較例 38 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、耐遅れ破壊特性が不合格で

ある。比較例 39 は、焼入れ加熱温度が 880℃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、結果降伏強度が低く、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

[0066] 耐遅れ破壊特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、

Cu : 0.5%超、3.0%以下、

Ni : 0.25%以上、2.0%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0.39%以下であることを満たす成分組成を有し；

A_{c3} 変態点が850℃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、 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times$

0.006 + 7.0 を満たし、前記引張強度が 1550 MPa 以上では、 $N_y \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ 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、

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 4.5 mm 以上 25 mm 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 4.5 mm 以上、25 mm 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；

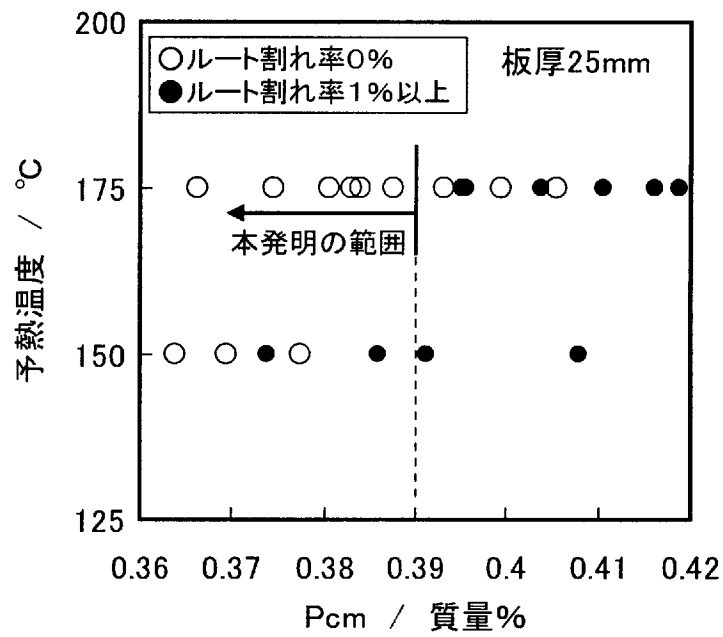
冷却後、前記鋼板を A_{c3} 変態点 + 20℃ 以上、かつ 870℃ 以下の温度に再加熱し；

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；

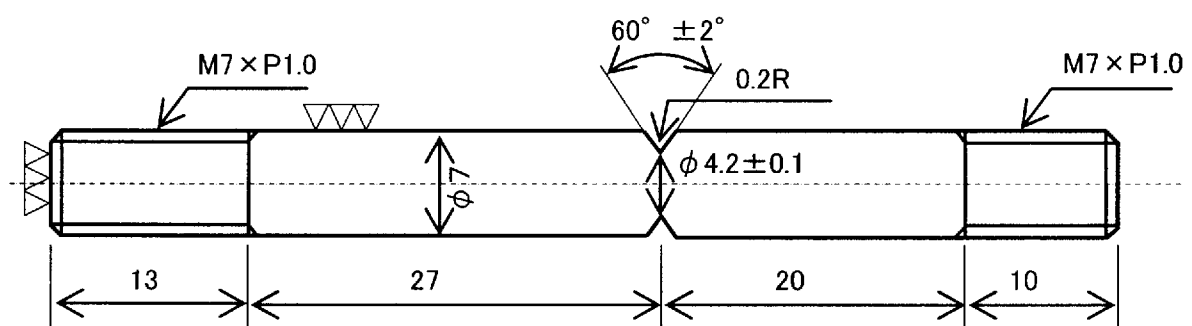
ことを特徴とする高強度厚鋼板の製造方法。

[図1]

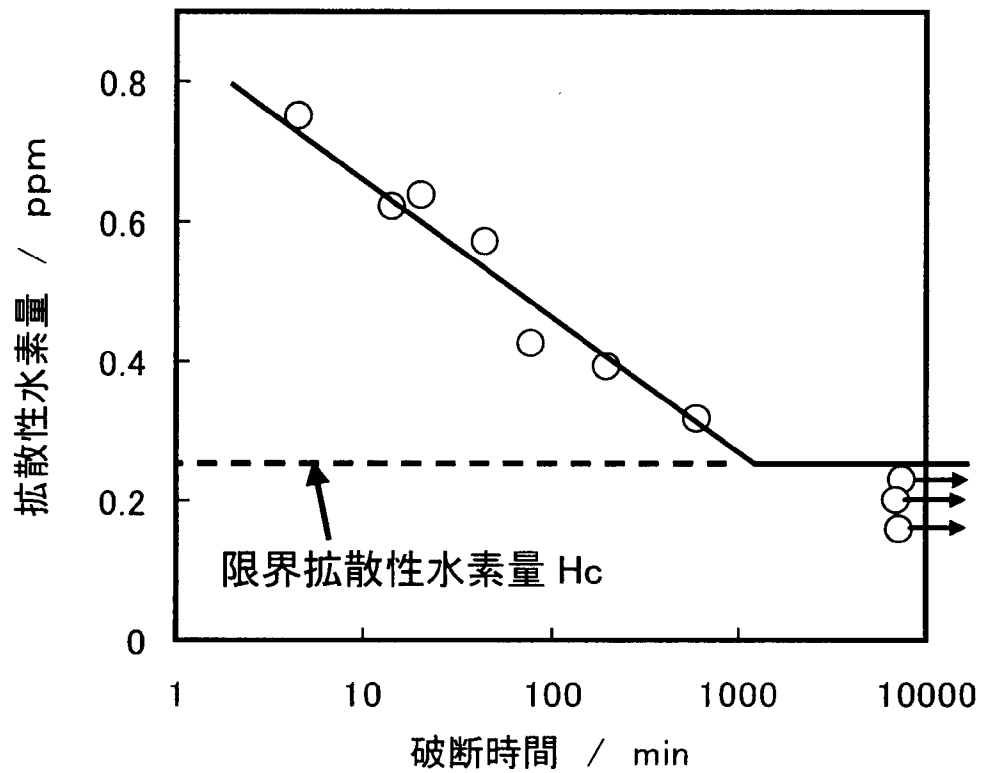


$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$$
 [C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]は、それぞれ、C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Bの質量%

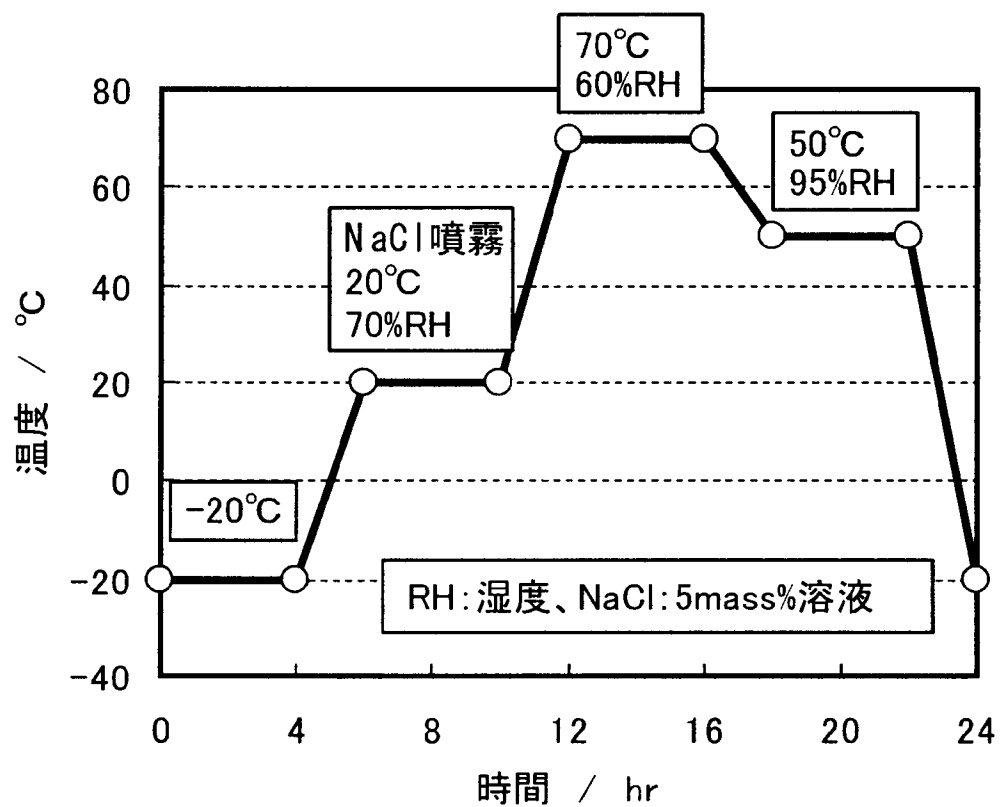
[図2]



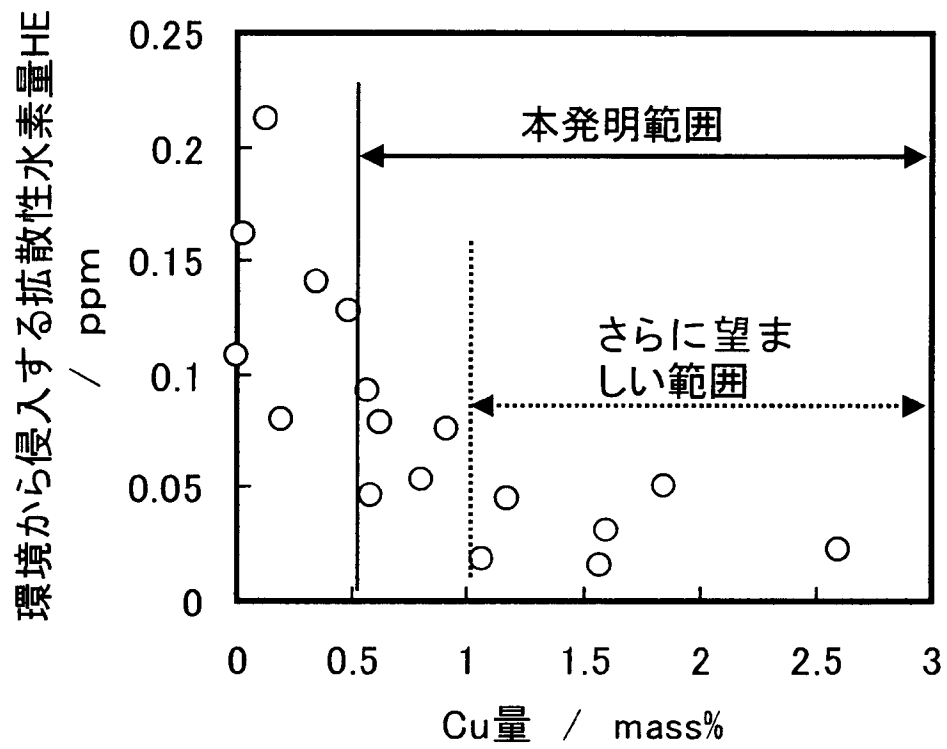
[図3]



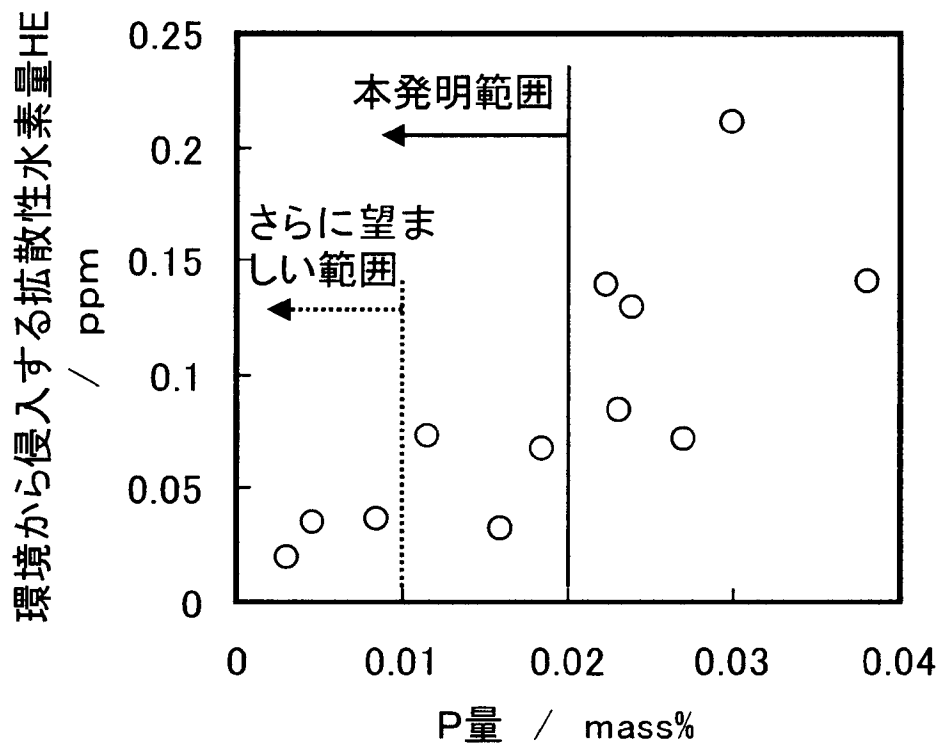
[図4]



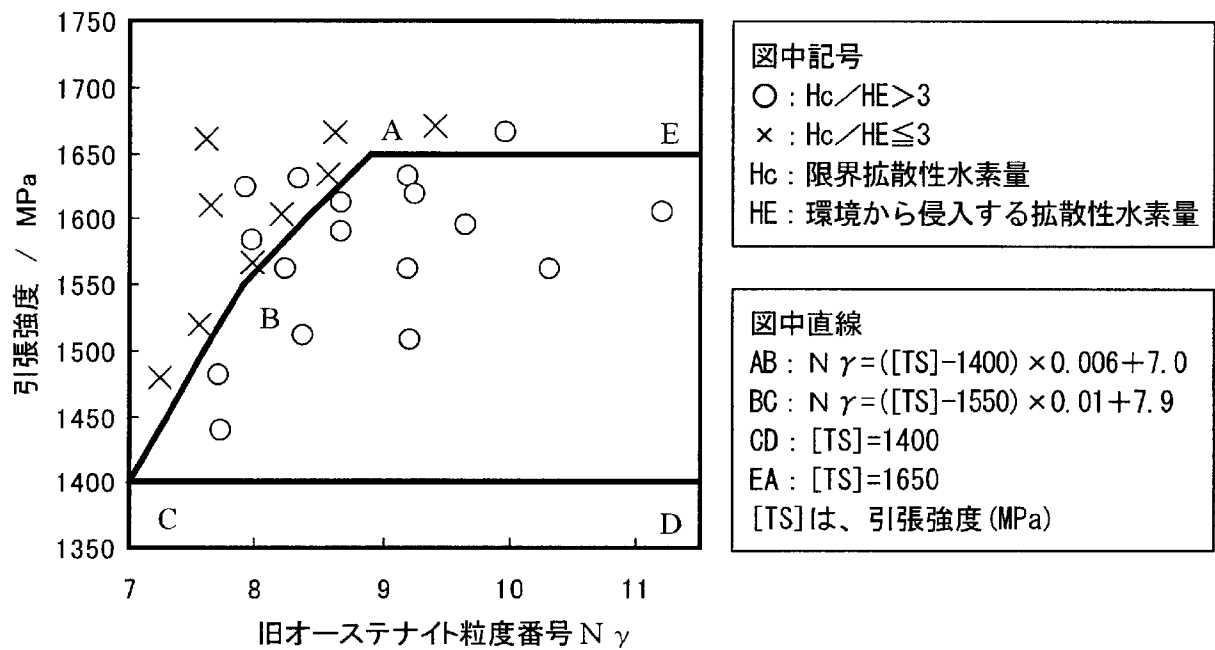
[図5]



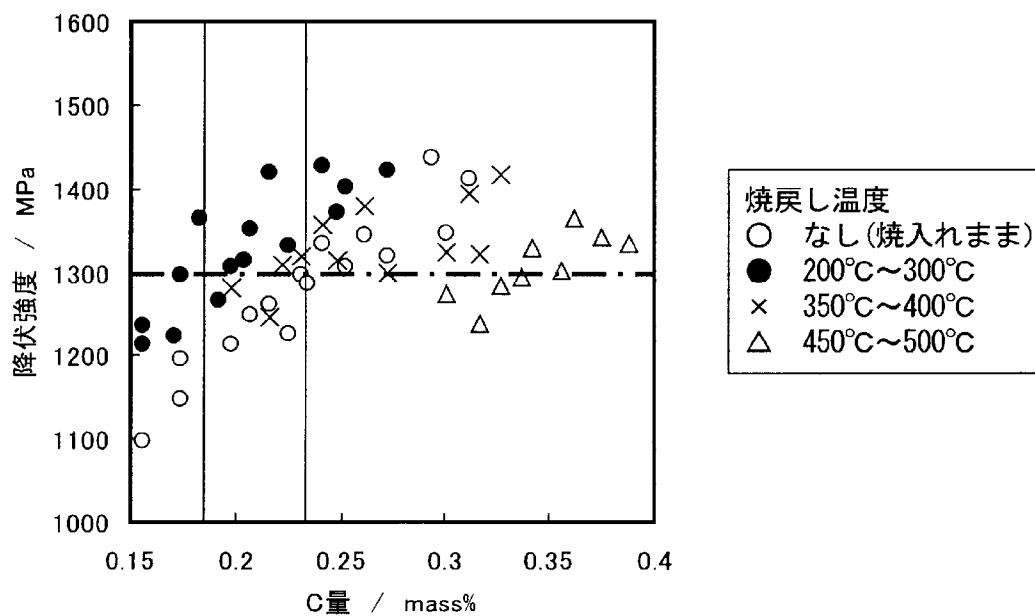
[図6]



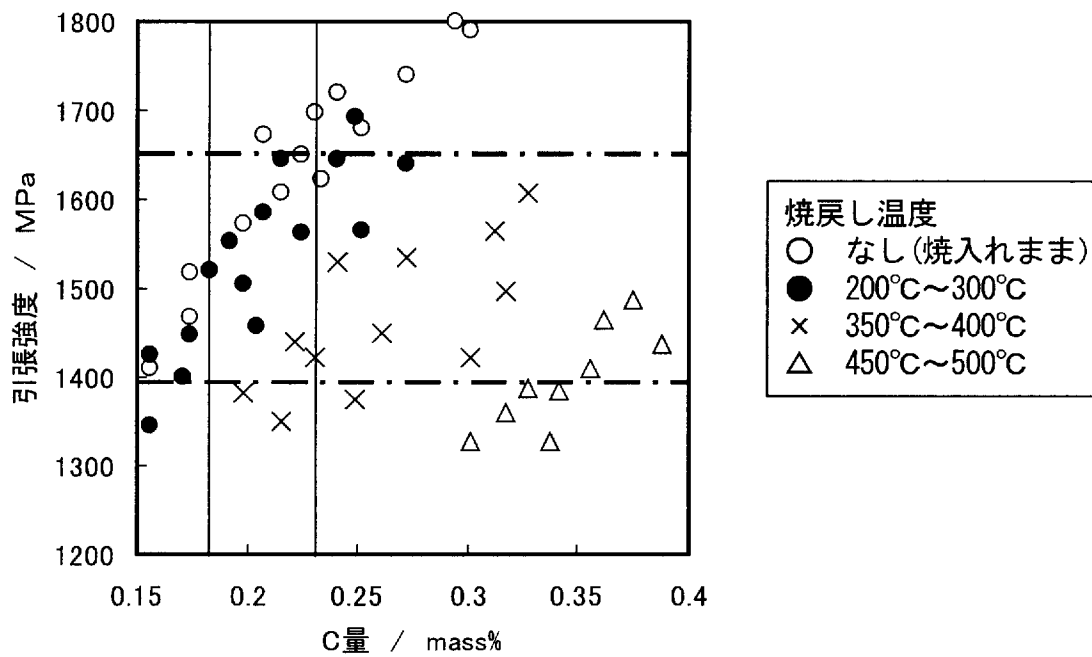
[図7]



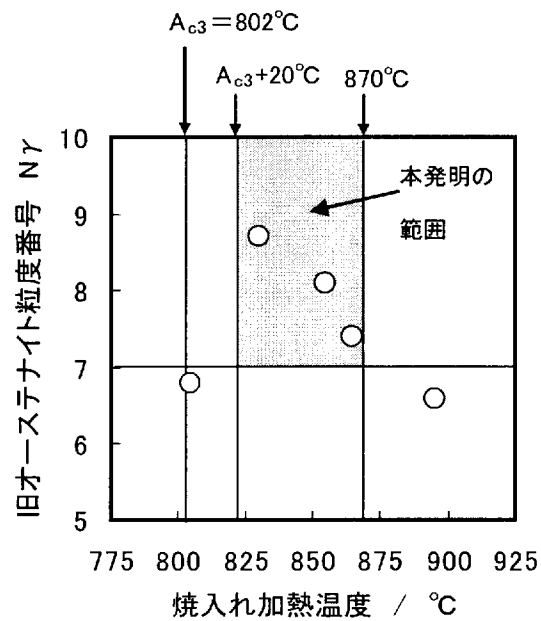
[図8]



[図9]



[図10]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/005315

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B1/38(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D8/02
(2006.01)i, C22C38/16(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)

C22C1/00-49/14, B21B1/38, B21B3/00, C21D8/02

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	1996-2009
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 2007-302974 A (JFE Steel Corp.), 22 November 2007 (22.11.2007), entire text (Family: none)	1-4
A	JP 2005-97725 A (Nippon Steel Corp.), 14 April 2005 (14.04.2005), entire text (Family: none)	1-4
A	JP 2007-308743 A (Nissan Motor Co., Ltd.), 29 November 2007 (29.11.2007), entire text (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 December, 2009 (24.12.09)

Date of mailing of the international search report
12 January, 2010 (12.01.10)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/005315

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 6-248386 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 September 1994 (06.09.1994), entire text (Family: none)	1-4

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, B21B1/38(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i,
C22C38/16(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. C22C1/00-49/14, B21B1/38, B21B3/00, C21D8/02

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 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 2007-302974 A（J F E スチール株式会社）2007. 11. 22, 全文（ファミリーなし）	1 - 4
A	JP 2005-97725 A（新日本製鐵株式会社）2005. 04. 14, 全文（ファミリーなし）	1 - 4
A	JP 2007-308743 A（日産自動車株式会社）2007. 11. 29, 全文（ファミリーなし）	1 - 4
A	JP 6-248386 A（住友金属工業株式会社）1994. 09. 06, 全文（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 2 . 2 0 0 9

国際調査報告の発送日

1 2 . 0 1 . 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 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）

河野 一夫

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

4 K

9 8 3 3