

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

7a

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(10) 国際公開番号

W O 2012/002567 A 1

(43) 国際公開日

2012年1月5日 (05.01.2012)

PCT

- (51) 国際特許分類 :
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号 : PCT/JP20 11/065416
- (22) 国際出願日 : 2011年6月29日 (29.06.2011)
- (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 2010-149649 2010年6月30日 (30.06.2010) JP
特願 2011-142506 2011年6月28日 (28.06.2011) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について) : JFE
スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒100001 東京都千代田区内幸町二丁目
2番3号 Tokyo (JP).
- () 発明者 ;および
() 発明者/出願人 (米国についてのみ) : 植田 圭治
(UEDA, Keiji) [JP/JP]; 〒100001 東京都千代田区
内幸町二丁目2番3号 JFE スチール株式会社知
的財産部内 Tokyo (JP). 鈴木 伸一 (SUZUKI,
Shinichi) [JP/JP]; 〒100001 東京都千代田区内幸
町二丁目2番3号 JFE スチール株式会社知的財
産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人 : 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒
1030027 東京都中央区日本橋二丁目1番10号

- 柳屋ビルディング 7階 JFE テクノリサーチ株式
会社特許出願部内 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,
KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS,
LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX,
MY, ML, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL,
PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV,
SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC,
VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保
護が可能) : ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW,
MZ, NA, 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
(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR,
GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT,
NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI
(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, 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: ABRASION-RESISTANT STEEL PLATE OR SHEET WITH EXCELLENT WELD TOUGHNESS AND DELAYED FRACTURE RESISTANCE

(54) 発明の名称 : 溶接部の靱性と耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板

(57) Abstract: Provided is an abrasion-resistant steel plate or sheet which exhibits excellent weld toughness and excellent delayed fracture resistance and is thus suitable for construction machines, industrial machines, and so on. Specifically provided is a steel plate or sheet which contains, in mass%, 0.20 to 0.30% of C, 0.05 to 1.0% of Si, 0.40 to 1.2% of Mn, 0.010% or less of P, 0.005% or less of S, 0.40 to 1.5% of Cr, 0.005 to 0.025% of Nb, 0.005 to 0.03% of Ti, 0.1% or less of Al, 0.01% or less of N, and, as necessary, one or more of Mo, W, B, Cu, Ni, V, REM, Ca and Mg, and has a DP of 45 to 180 while satisfying the relationship: $C+Mn/4-Cr/3+10P<0.47$, and which has a micro structure that comprises martensite as the matrix phase. $DI^*=33.85x(0J \times C)^{0.5}x(0JxSi+1)x(333xMn+1)x(0.35xCu+1)x(0.36xNi+1)x(2.16xCr+1)x(3xMo+1)x(1.75xV+1)x(1.5xW+1)$

(57) 要約 : 建設機械、産業機械等に好適な溶接部の靱性と耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板を提供する。具体的には、mass%で、C : 0.20~0.30%、Si : 0.05~1.0%、Mn : 0.40~1.2%、P : 0.010%以下、S : 0.005%以下、Cr : 0.40~1.5%、Nb : 0.005~0.025%、Ti : 0.005~0.03%、Al : 0.1%以下、N : 0.01%以下を含有し、必要に応じてMo、W、B、Cu、Ni、V、REM、Ca、Mgの1種または2種以上を含有し、 $DI^* \text{ が } DI^* (= 33.85 \times (0.1 \times C)^{0.5} \times (0.7 \times Si + 1) \times (3.33 \times Mn + 1) \times (0.35 \times Cu + 1) \times (0.36 \times Ni + 1) \times (2.16 \times Cr + 1) \times (3 \times Mo + 1) \times (1.75 \times V + 1) \times (1.5 \times W + 1)) : 45 \sim 180$ 、 $C + Mn / 4 - Cr / 3 + 10P \leq 0.47$ でミクロ組織がマルテンサイトを基底相とする鋼板である。

W O 2012/002567 A 1

明細書

[発明の名称]

溶接部の靱性と耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板

[技術分野]

[0001]

本発明は、建設機械 (construction machine)、産業機械 (industrial machine)、造船 (shipbuilding)、鋼管 (steel pipe)、土木 (civil engineering) 入建条等に供して好適な板厚 4mm 以上の耐磨耗鋼板 (abrasion resistant steel plate or steel sheet) に係り、特に、溶接部の靱性 (weld toughness) と耐遅れ破壊特性 (delayed fracture resistance) に優れるものに関する。

[背景技術]

[0002]

建設機械、産業機械、造船、鋼管、土木、建築等の鉄鋼構造物や機械、装置等に熱間圧延鋼板が用いられる際には、鋼板の耐磨耗性 (abrasion resistant property) が要求されることがある。従来、鋼材として優れた耐磨耗性を保有するためには、硬度 (hardness) を高めることが一般的であり、マルテンサイト単相組織 (martensite single phase microstructure) とすることにより飛躍的に高めることが可能である。また、マルテンサイト組織自体の硬さを上昇させるために、固溶C量 (amount of solid solution carbon) を増加することが有効である。

[0003]

そのため、耐磨耗鋼板は一般的に低温割れ感受性 (cold cracking susceptibility) 高く溶接部の靱性に劣り、溶接鋼構造物 (welded steel structure) 使われる場合、岩石 (rock) や土砂 (earth and sand) などと接触する鋼部材の表面にライナー (liner) として貼り合わせて使用される場合が一般的であった。例えば、ダンプ (damped motor lorry) のベッセル (vessel) では、軟鋼 (mild steel) を用いて溶接施工により組み立てた後、土砂と接するベッセル表面にのみ耐磨耗鋼板を張り合わせて利用される場合がある。

[0004]

しかしながら、溶接構造物を組み立てた後、耐磨耗鋼板を張り合わせる製造方法では、製作の手間や製造コストが増大するため、溶接構造物の強度部材として適用することが可能な耐磨耗鋼板が望まれていた。

特許文献1は、耐遅れ破壊性に優れた耐磨耗性銅板とその製造方法に関し、耐遅れ破壊特性を改善するため、低Si-低P-低S-Cr、Mo、Nb系組成に、Cu、V、Ti、B及びCaの一種又は二種以上を含有する鋼を直接焼入れ(direct quenching, DQとも称す)し、必要に応じて焼戻し(tempering) することが記載されている。

[0005]

特許文献2は、耐磨耗性が高い鋼と鋼製品の製造方法に関し、0.24-0.3C-Ni、Cr、Mo、B系において、これら元素の含有量からなるパラメータ式(parameter formula)を満足する組成で、5-15体積 q_0 のオーステナイト(austenite)を含むマルテンサイトまたはマルテンサイト・ベイナイト組織(martensitic structure and bainitic structure)を有し、耐磨耗性を向上させた鋼が記載され、当該成分の鋼をオーステナイト化温度(austenitizing temperature) 450の間を冷却速度1で/秒以上で冷却することが記載されている。

[0006]

特許文献3は、靱性(toughness) および耐遅れ破壊性に優れた耐磨耗鋼材ならびにその製造方法に関し、Cr、Ti、Bを必須とする成分組成と表層が焼戻しマルテンサイト(tempered martensite)で内質部が焼戻しマルテンサイトおよび焼戻し下部ベイナイト組織(tempered lower bainitic structure)で、肉厚方向と圧延方向の旧オーステナイト粒径の比(aspect ratio of prior austenite grain diameter)を規定した鋼材と、当該成分組成の鋼を900で以下で累積圧下率(cumulative reduction ratio)50%以上で熱間圧延後、直接焼入れし、焼戻しすることが記載されている。

[0007]

特許文献4は、韌性および耐遅れ破壊性に優れた耐磨耗鋼材ならびにその製造方法に関し、Cr、Ti、Bを必須とする成分組成と表層がマルテンサイトで内質部がマルテンサイトと下部ベイナイト組織の混合組織または、下部ベイナイト単相組織で、板厚中央部における旧オーステナイト粒径に対する圧延方向の旧オーステナイト粒径の比で表される旧オーステナイト粒の展伸度(elongation rate)を規定した鋼材と、当該成分組成の鋼を900℃以下で累積圧下率50%以上で熱間圧延後、直接焼入れすることが記載されている。

[0008]

特許文献5は溶接性(weldability)、溶接部の耐磨耗性および耐食性(corrosion resistance)に優れた耐磨耗鋼およびその製造方法に関し、4～9mass%のCrを必須元素とし、Cu、Niの1種または2種を含有し、特定成分の含有量からなるパラメータ式を満足する鋼と、当該成分組成の鋼を95%以下で累積圧下率30%以上で熱間圧延後、Ac3以上で再加熱し、焼入れ処理を施すことが記載されている。

[先行技術文献]

[特許文献]

[0009]

[特許文献1]特開平5—51691号公報

[特許文献2]特開平8—295990号公報

[特許文献3]特開2002—115024号公報

[特許文献4]特開2002—80930号公報

[特許文献5]特開2004—162120号公報

[発明の概要]

[発明が解決しようとする課題]

[0010]

ところで、鋼材を溶接接合した際に、最も韌性(toughness)の低下が問題となるのは、溶融境界線(fusion line)のボンド部(bond area)における韌性劣化であるが、

焼入れままのマルテンサイト組織を有する耐磨耗鋼では、熔融境界線から離れた300℃前後に再加熱される溶接熱影響部(welded heat affected zone)(以下、HAZともいう)においても、低温焼戻し脆化(low-temperature tempering embrittlement)と言われる靱性劣化が問題となる。低温焼戻し脆化は、マルテンサイト中の炭化物(carbide)の形態変化(morphology change)、不純物元素等の粒界偏析(intergranular segregation)の相乗した作用によるものと考えられている。

[001 1]

低温焼戻し脆化温度に再加熱された領域は、溶接時のシールドガス(shielding gas)などから溶接部に侵入する水素と、溶接熱により発生する残留応力(residual stress)が重畳して、遅れ破壊(溶接部で発生するこのような割れは、一般的に低温割れといわれる)が発生しやすく特に、高強度の耐磨耗鋼では遅れ破壊が発生しやすい。

従って、耐磨耗鋼板を、溶接構造物の強度部材に適用する場合、ポンド部および熔融境界線から離れた300℃前後に再加熱される溶接熱影響部の靱性を向上させることが必要であるが、従来の耐磨耗鋼板は、溶接部の低温割れ感受性が高く、低温割れ(cold crack)を防止するためには、予熱(preheating)や後熱(post heating)といった処理を溶接の前後で行い、鋼板中の水素の放出と、残留応力を低下させる必要があった。

[0012]

特許文献1および2には耐磨耗鋼において溶接部の靱性を向上させることは記載されておらず、特許文献3および4も母材の靱性向上を目的にミクロ組織を規定するものである。特許文献5は溶接性、溶接部の耐磨耗性については検討されているが、溶接部靱性の向上を目的とするものではなく特許文献1～5等で提案されている耐磨耗鋼では、溶接部の靱性と耐遅れ破壊特性の双方を改善するには至っていない。

そこで、本発明は、生産性の低下および製造コストの増大を引き起こすことなく溶接部の靱性と耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板を提供することを目的と



る。本発明で溶接部靱性とは溶接熱影響部の靱性を意味し、溶接部靱性に優れるとは、特にボンド部と低温焼戻し脆化温度域での靱性に優れることを意味する。

[課題を解決するための手段]

[0013]

本発明者らは、上記課題を達成するため、耐磨耗銅板を対象に、溶接部の靱性と耐遅れ破壊特性を確保するため、鋼板の化学成分、製造方法およびマイクロ組織を決定する各種要因に関して鋭意研究を行い、以下の知見を得た。

[0014]

1. 優れた耐磨耗特性を確保するためには、鋼板の基地組織をマルテンサイトとすることが必須である。このためには、鋼板の化学組成を厳格に管理し、焼入れ性を確保することが重要である。

2. 優れた溶接部靱性を達成するためには、ボンド部における結晶粒の粗大化を抑制することが必要であり、このためには鋼板中に微細な析出物を分散し、ピンニング効果(pinning effect)を活用することが有効である。

3. 溶接熱影響部の低温焼戻し脆化温度域で優れた靱性を確保し、遅れ破壊を抑制するためには、C、Mn、Cr、Pなどの合金元素量を適正に管理することが重要である。

[0015]

本発明は、得られた知見に、さらに検討を加えてなされたもので、すなわち、本発明は、

1. mass% で、C:0.20~0.30%、Si:0.05~1.0%、Mn:0.40~1.2%、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Cr:0.40~1.5%、Nb:0.005~0.025%、Ti:0.005-0.03%、Al:0.1%以下、N:0.01%以下を含有し、(1)式で示される焼入れ性指数(hardenability index) DI^* が45以上で、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、マイクロ組織がマルテンサイトを基地相とする溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

$$DI^* = 33.85 \times (0.1 \times C)^{0.5} \times (0.7 \times Si + 1) \times (3.33 \times Mn + 1) \times$$

$$(0.35 \times \text{Cu} + 1) \times (0.36 \times \text{Ni} + 1) \times (2.16 \times \text{Cr} + 1) \times (3 \times \text{Mo} + 1) \times (1.75 \times \text{V} + 1) \times (1.5 \times \text{W} + 1) \cdots \cdots (1)$$

(1) 式において、各元素記号は含有量 (mass%)。

2. 前記鋼組成に、mass% でさらに、Mo:0.05~1.0%、W:0.05~1.0%、B:0.0003-0.0030% の1種または2種以上を含有することを特徴とする1記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

3. 前記鋼組成に、mass% でさらに、Cu:1.5%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%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1または2記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

4. 前記鋼組成に、mass% でさらに、REM:0.008%以下、Ca:0.005%以下、Mg:0.005%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1乃至3のいずれか一つに記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

5. 前記鋼板の表面硬度がブリネル硬度(Brinell hardness)で400HBW10Z3000以上である1乃至4のいずれか一つに記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

6. 1乃至5のいずれか一つに記載の鋼板で、焼入れ性指数DI*が180以下の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

7. 1乃至6のいずれか一つに記載の鋼板で、(2)式を満足する溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

$$\text{C} + \text{Mn}/4 - \text{Cr}/3 + 10\text{P} \leq 0.47 \cdots \cdots (2)$$

(2) 式において、各元素記号は含有量 (mass%)。

[発明の効果]

[0016]

本発明によれば、優れた溶接部の靱性および耐遅れ破壊特性を有する耐磨耗鋼板が得られ、鋼構造物作製時の製造効率や安全性の向上に大きく寄与し、産業上格段の効果を奏する。

[図面の簡単な説明]

[0017]

[図1]T形すみ肉溶接割れ試験を説明する図

[図2]溶接部のシャルピー衝撃試験片の採取位置

[発明を実施するための形態]

[0018]

本発明では成分組成とマイクロ組織を規定する。

[成分組成]以下の説明において%は $m_{a_{SS}}\%$ とする。

C:0.20~0.30%

Cは、マルテンサイトの硬度を高め、優れた耐摩耗性を確保するために重要な元素でその効果を得るため、0.20%以上の含有を必要とする。一方、0.30%を超えて含有すると溶接性が劣化するだけでなく、ポント部および低温焼戻し領域での靱性が劣化する。このため、0.20~0.30%の範囲に限定する。好ましくは、0.20-0.28%である。

[0019]

Si:0.05~1.0%

Siは、脱酸材(deoxidizing agent)として作用し、製鋼上、必要であるだけでなく鋼に固溶して固溶強化(solid solution strengthening)により鋼板を高硬度化する効果を有する。さらに、溶接熱影響部の焼戻し脆化領域における靱性劣化を抑制する効果を有する。このような効果を得るためには、0.05%以上の含有を必要とする。一方、1.0%を超えて含有すると、溶接熱影響部の靱性が顕著に劣化するため、0.05~1.0%の範囲に限定する。好ましくは、0.07~0.5%である。

[0020]

Mn:0.40~1.2%

Mnは、鋼の焼入れ性(hardenability)を増加させる効果を有し、母材の硬度を確保するために0.40%以上は必要である。一方、1.2%を超えて含有すると、母材の靱性、延性および溶接性が劣化するだけでなく、Pの粒界偏析を助長し、遅れ破壊の発生を助長する。このため、0.40-1.2%の範囲に限定する。好ましくは

0.40～1.1%である。

[0021]

P:0.010% 以下

Pが0.010% を超えて含有すると、粒界に偏析し、遅れ破壊の発生起点になるとともに、溶接熱影響部の靱性を劣化させる。このため、0.010% を上限とし、可能な限り低減することが望ましい。尚、過度のP低減は精錬コスト(refining cost)を高騰させ経済的に不利となるため、0.002% 以上とすることが望ましい。

[0022]

S:0.005% 以下

Sは母材の低温靱性(low-temperature toughness)や延性(ductility)を劣化させるため、0.005% を上限として低減することが望ましい。

[0023]

Cr: 0.40～1.5%

Crは本発明において重要な合金元素であり、鋼の焼入れ性を増加させる効果を有するとともに、溶接熱影響部の焼戻し脆化領域における靱性劣化を抑制する効果を有する。これは、Crの含有により、鋼板中でのCの拡散が遅延され、低温焼戻し脆化の発生する温度域に再加熱された時に、マルテンサイト中の炭化物の形態変化が抑制されるためである。このような効果を有するためには、0.40% 以上の含有が必要である。一方、1.5% を超えて含有すると、効果が飽和し、経済的に不利になるとともに、溶接性が低下する。このため、0.40～1.5% の範囲に限定する。好ましくは、0.40～1.2% である。

[0024]

Nb:0.005～0.025%

Nbは、炭窒化物(carbonitride)として析出し、母材および溶接熱影響部のミクロ組織を微細化するとともに、固溶Nを固定して、溶接熱影響部の靱性改善と、遅れ破壊(delayed fracture)の発生抑制の効果を兼備する重要な元素である。このような効果を得るためには、0.005% 以上の含有が必要である。一方、0.025% 。

超えて含有すると、粗大な炭窒化物が析出し、破壊の起点となることがある。このため、0.005 ~0.025 %₀ の範囲に限定する。好ましくは、0.007 ~0.023 %₀ である。

[0025]

Ti: 0.005 ~0.03%

Tiは、固溶Nを固定してTiNを形成することにより、ボンド部における結晶粒の粗大化を抑制する効果を有するとともに、固溶Nの低減による低温焼戻し温度域における靱性劣化と遅れ破壊の発生を抑制する効果を有する。これらの効果を得るためには、0.005%以上の含有が必要である。一方、0.03%を超えて含有すると、TiCを析出し母材靱性を劣化する。このため、0.005 ~0.03%の範囲に限定する。好ましくは、0.007 ~0.025%である。

[0026]

A1: 0.1%以下

A1は、脱酸剤として作用し、鋼板の溶鋼脱酸プロセスに於いて、もつとも汎用的に使われる。また、鋼中の固溶Nを固定してA1Nを形成することにより、ボンド部における結晶粒の粗大化を抑制する効果を有するとともに、固溶N低減による低温焼戻し温度域における靱性劣化と遅れ破壊の発生を抑制する効果を有する。一方、0.1%を超えて含有すると、溶接時に溶接金属(weld metal)に混入して、溶接金属の靱性を劣化させるため、0.1%以下に限定する。好ましくは、0.01-0.07%である。

[0027]

N: 0.01%以下

NはNbおよびTiと窒化物(nitride)を形成し、溶接熱影響部の結晶粒粗大化を抑制する効果を有する。しかしながら、0.01%を超えて含有すると、母材および溶接部靱性が著しく低下するため、0.01%以下に限定する。好ましくは、0.0010~0.0070%である。残部はFe及び不可避的不純物である。

本発明では、更に特性を向上させるため、上記基本成分系に加えて、Mo、W、

B、Cu、Ni、V、REM、Ca、Mgの1種または2種以上を含有することができる。

[0028]

Mo:0.05~1.0%

Moは、焼入れ性を顕著に増加させ、母材の高硬度化に有効な元素である。このような効果を得るためには、0.05%以上とすることが好ましいが、1.0%を超えると、母材靱性、延性および耐溶接割れ性(weld crack resistance)に悪影響を及ぼすため、1.0%以下とする。

[0029]

W:0.05~1.0%

Wは、焼入れ性を顕著に増加させ、母材の高硬度化に有効な元素である。このような効果を得るためには、0.05%以上とすることが好ましいが、1.0%を超えると、母材靱性、延性および耐溶接割れ性に悪影響を及ぼすため、1.0%以下とする。

[0030]

B:0.0003~0.0030%

Bは、微量の添加で焼入れ性を顕著に増加させ、母材の高硬度化に有効な元素である。このような効果を得るためには、0.0003%以上とすることが好ましいが、0.0030%を超えると、母材靱性、延性および耐溶接割れ性に悪影響を及ぼすため、0.0030%以下とする。

Cu、Ni、Vは、いずれも銅の強度向上に寄与する元素であり、所望する強度に応じて適宜含有できる。

[0031]

Cu:1.5%以下

Cuは、焼入れ性を増加させ、母材の高硬度化に有効な元素である。このような効果を得るためには、0.1%以上とすることが好ましいが、1.5%を超えると効果が飽和し、熱間脆性(hot brittleness)を生じて銅板の表面性状を劣化させるため、1.5%以下とする。

[0032]

Ni:2.0%以下

Niは、焼入れ性を増加させ、母材の高硬度化に有効な元素である。このような効果を得るためには、0.1%以上とすることが好ましいが、2.0%を超えると効果が飽和し、経済的に不利になるため、2.0%以下とする。

[0033]

V:0.1%以下

Vは、焼入れ性を増加させ、母材の高硬度化に有効な元素である。このような効果を得るためには、0.01%以上とすることが好ましいが、0.1%を超えると、母材韌性および延性を劣化させるため、0.1%以下とする。

[0034]

REM, CaおよびMgは、いずれも韌性向上に寄与し、所望する特性に応じて選択して添加する。REMを添加する場合は、0.002%以上とすることが好ましいが、0.008%を超えても効果が飽和するため、0.008%を上限とする。

Caを添加する場合は、0.0005%以上とすることが好ましいが、0.005%を超えても効果が飽和するため、0.005%を上限とする。

Mgを添加する場合は、0.001%以上とすることが好ましいが、0.005%を超えても効果が飽和するため、0.005%を上限とする。

[0035]

$$DI^* = 33.85 \times (0.1 \times C)^{0.5} \times (0.7 \times Si + 1) \times (3.33 \times Mn + 1) \times (0.35 \times Cu + 1) \times (0.36 \times Ni + 1) \times (2.16 \times Cr + 1) \times (3 \times Mo + 1) \times (1.75 \times V + 1) \times (1.5 \times W + 1) \cdots (1)$$

各元素記号は含有量(質量%)とする。

本パラメータ DI^* (焼入れ性指数)は上述した成分組成の範囲内で、母材の基地組織をマルテンサイトとし、優れた耐磨耗性を有するために規定するもので、本パラメータの値を45以上とする。45未満の場合、板厚表層からの焼入れ深さが10mmを下回り、耐磨耗鋼としての寿命が短くなる。

本パラメータの値DI* が180を超えるようになると母材の基地組織はマルテンサイトで耐磨耗性は良好であるが、溶接時の低温割れ性および溶接部の低温靱性が劣化するようになるので、180以下とすることが好ましい。より好ましくは、50～160の範囲とする。

[0036]

$$C + Mn/4 - Cr/3 + 10P \leq 0.47 \cdots (2)$$

各元素記号は含有量(質量%)とする。

母材の基地組織をマルテンサイトとし、溶接施工を行ったときにポント部および低温焼戻し脆化域のいずれにおいても優れた靱性を有する成分組成とする場合、上述した成分組成の範囲内で、本パラメータ $C + Mn/4 - Cr/3 + 10P$ の値を0.47以下とする。0.47を超えても、母材の基地組織はマルテンサイトで耐磨耗性は良好であるが、溶接部の靱性が、顕著に劣化するようになる。好ましくは、0.45以下である。

[0037]

[マイクロ組織]

本発明では、耐磨耗特性を向上させるため、鋼板のマイクロ組織の基地相(base phase or main phase)をマルテンサイトに規定する。マルテンサイト以外のベイナイト(bainite)、フェライト(ferrite)などの組織は、耐磨耗性が低下するため出来るだけ混合しないほうが好ましいが、これらの組織の合計の面積分率(area ratio)が10%未満であれば、その影響が無視できる。また、鋼板の表面硬度がブリネル硬さで400HBW10Z3000未満の場合には、耐磨耗鋼としての寿命が短くなる。そのため、表面硬度をブリネル硬さで400HBW10Z3000以上とすることが望ましい。

[0038]

なお、ポント部のマイクロ組織は、マルテンサイトおよびベイナイトの混合組織である。マルテンサイトおよびベイナイト以外のフェライトなどの組織は、耐磨耗性が低下するため出来るだけ混合しないほうが好ましいが、これらの組織の合計の面積分率が20%未満であれば、その影響が無視できる

さらに、ポンド部の靱性を確保するためには、NbおよびTiの炭窒化物は1がm以下の平均粒径のものカ000個Zmm²以上存在し、旧オーステナイトの平均結晶粒径が200 μm未満であり、かつ傾角 (radial hook) が15° 以上の大角粒界 (large tilt grain boundary) で囲まれた下部組織 (lower microstructure) の平均結晶粒径が70 μm 未満であることが好ましい。

[0039]

本発明に係る耐磨耗鋼は以下の製造条件で製造することが可能である。説明において、温度に関する「℃」表示は、板厚の1Z2 位置における温度を意味するものとする。上記した組成の溶鋼を、公知の溶製方法で溶製し、連続铸造法 (continuous casting process) あるいは造塊一分塊圧延法により、所定寸法のスラブ (slab) 等の鋼素材とすることが好ましい。

[0040]

次いで、得られた鋼素材を、冷却することなく直後に、または冷却した後に950 ~ 1250℃に加熱した後、熱間圧延し、所望の板厚の鋼板とする。熱間圧延直後に水冷し、あるいは、再加熱して焼入れを行う。その後、必要に応じて、300 て以下での焼戻しを実施する。

[実施例 1]

[0041]

転炉 (steel converter) - 取鍋精錬 (ladle refining) - 連続铸造法で、表 1 に示す種々の成分組成に調製した鋼スラブ (steel slab) を、1000 ~ 1250 てにカ熱した後、表 2 に示す製造条件で、熱間圧延を施し、一部の鋼板には圧延直後に水冷 (焼入れ (DQ)) をし、その他の鋼板については、圧延後空冷し、再加熱後、水冷 (焼入れ (RQ)) を行った。

得られた鋼板について、表面硬度測定、耐磨耗性評価、母材靱性測定、T形すみ肉溶接割れ試験 (耐遅れ破壊特性評価)、溶接部再現熱サイクル試験および実継手の溶接部の靱性試験を下記の要領で実施した。得られた結果を表 3 に示す。

[0042]

[表面硬度 1]

表面硬度測定はJIS Z2243 (1998) に準拠し、表層下の表面硬度を測定した(表層のスケールを除去した後に測定した表面の硬度)。測定は直径10mmのタングステン硬球(tungsten hard ball)を使用し、荷重は3000kgfとした。

[0043]

[母材靱性 1]

各銅板の板厚1/4位置の圧延方向と垂直な方向から、JIS Z 2202 (1998年)の規定に準拠してVノッチ試験片(V notch test specimen)を採取し、JIS Z 2242 (1998年)の規定に準拠して各鋼板について各温度3本のシャルピー衝撃試験(Charpy impact test)を実施し、試験温度0 $\frac{3}{4}$:での吸収エネルギー(absorbed energy)を求め、母材靱性を評価した。試験温度0では温暖地域での使用を考慮して選定した。

試験温度0での吸収エネルギー(vE.と言う場合がある。)の3本の平均値が30J以上を母材靱性に優れるもの(本発明範囲内)とした。

[0044]

[耐磨耗性 1]

耐磨耗性は、ASTM G65の規定に準拠し、ラバーホイール試験(rubber wheel abrasion test)を実施した。試験片は10mmt (t:板厚)X 75mmw(w:幅)X 20mmL (L:長さ)(板厚が10mmt未満の場合は、t(板厚)X 75mmwX 20mmL)とし、磨耗材に100%SiO₂磨耗砂(abrasive sand)を使用して実施した。

試験前後での試験片重量を測定し、磨耗量を測定した。試験結果は、軟銅板(SS400)の磨耗量を基準(1.0)として、耐磨耗比:(軟銅板の磨耗量)/(各鋼板の磨耗量)で評価した。耐磨耗比が大きいほど、耐磨耗性に優れていることを意味し、本発明範囲では、耐磨耗比4.0以上を耐磨耗性に優れるものとした。

[0045]

[遅れ破壊 1]

T形すみ肉溶接割れ試験(T shape fillet weld cracking test)は、図1の通りにT形に組み立てた試験体を被覆アーク溶接(shielded metal arc welding)にて拘束溶接(restriction welding)を実施した後、室温(25℃でX湿度60%)もしくは、100%に予熱した後、試験溶接を実施した。

溶接方法は、被覆アーク溶接(溶接材料LB52UL(4.0mmΦ))で、入熱17kJ/cmとし、3層6パスの溶接を実施した。溶接後、48時間室温で放置した後、試験板の溶接部断面観察サンプル(ビード長200mmを5等分)を5枚採取し、溶接熱影響部での割れの発生の有無を投影機(projector)および光学顕微鏡(optical microscope)により、調査した。予熱なし、および予熱100℃でとも、採取した各5枚の断面サンプルにおいて、溶接熱影響部で割れの発生が全くないものを耐遅れ破壊特性に優れるとして評価した。

[0046]

[溶接部靱性1-1]

溶接部再現熱サイクル試験(synthetic heat-affected zone test)は、溶接入熱17kJ/cmの1層炭酸ガスアーク溶接を行った場合のボンド部および低温焼戻し脆化領域のそれぞれを模擬した。ボンド部の模擬は、1400℃で1秒間保持し、800~200℃での冷却速度を30℃/sとした。また、低温焼戻し脆化領域の模擬は、300℃で1秒間保持し、300~100℃を5℃/sで冷却した。

圧延方向から採取した角棒状試験片(square bar test specimen)に高周波誘導加熱装置(high-frequency induction heating device)で上述した熱サイクル(heat cycle)付与した後、JISZ2242(1998年)に準じてVノッチシャルピー衝撃試験を行った。Vノッチシャルピー衝撃試験は試験温度を0℃として各銅板について3本の試験片で行った。

ボンド部および低温焼戻し脆化領域の吸収エネルギー(vE₀)の各々3本の平均値が30J以上を溶接部靱性に優れるもの(本発明範囲内)とした。

[0047]

[溶接部靱性1-2]

さらに、実継手の靱性を確認するため、被覆アーク溶接 (shielded metal arc welding) (入熱 (heat input) 17kJ/cm、予熱 150°C、溶接材料 (welding material) : LB52UL (4.0mmΦ)) で鋼板にビードオンプレート溶接 (bead on plate welding) を行った。シャルピー衝撃試験片を表面下 1mm の位置より採取し、ノッチ位置をボンド部として、JISZ2242 (1998 年) に準じて V ノッチシャルピー衝撃試験を行った。図 2 にシャルピー衝撃片の採取位置、ノッチ位置 (notch location) を示す。

実継手 (actual weld joint) の V ノッチシャルピー衝撃試験は試験温度を 0°C として各試験温度について 3 本の試験片で行った。吸収エネルギー (v_E) の 3 本の平均値が 30J 以上をボンド部靱性に優れるもの (本発明範囲内) とした。

表 2 に供試鋼板の製造条件を、表 3 に上記各試験の結果を示す。本発明例 (鋼 No. 1~5) は、表面硬度が 400HBW10/3000 以上を有し、耐磨耗性に優れ、0°C の母材靱性が 30J 以上を有し、さらに、T 形すみ肉溶接割れ試験で割れが発生せず、また、溶接部再現熱サイクル試験および実溶接部においても優れた靱性を有し、溶接部靱性に優れていることが確認された。

一方、成分組成が本発明範囲外の比較例 (鋼 No. 6~14) は、表面硬度、耐磨耗性、T 形すみ肉溶接割れ試験、母材靱性、再現熱サイクルシャルピー衝撃試験、実継手シャルピー衝撃試験 (Charpy impact test of actual weld joint) のいずれか、あるいはその複数が目標性能を満足できないことが確認された。

[実施例 2]

[0048]

転炉—取鍋精錬—連続铸造法で、表 4 に示す種々の成分組成に調製した鋼スラブを、1000 ~ 1250°C に加熱した後、表 5 に示す製造条件で、熱間圧延を施し、一部の鋼板には圧延直後に水冷 (焼入れ (DQ)) をし、その他の鋼板については、圧延後空冷し、再加熱後、水冷 (焼入れ (RQ)) を行った。

得られた鋼板について、表面硬度測定、耐磨耗性評価、母材靱性測定、T 形すみ肉溶接割れ試験 (耐遅れ破壊特性評価)、溶接部再現熱サイクル試験および実継手の溶接部の靱性試験を下記の要領で実施した。得られた結果を表 6 に。

す。

[0049]

[表面硬度2]

表面硬度測定はJIS Z2243 (1998) に準拠し、表層下の表面硬度 (表層のスケールを除去した後に測定した表面の硬度)を測定した。測定は直径10mmのタングステン硬球を使用し、荷重は3000kgfとした。

[0050]

[母材靱性2]

各銅板の板厚1Z4位置の圧延方向と垂直な方向から、JIS Z 2202 (1998年)の規定に準拠してVノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242 (1998年)の規定に準拠して各銅板について各温度3本のシャルピー衝撃試験を実施し、試験温度0%および-40%での吸収エネルギーを求め、母材靱性を評価した。試験温度0%は温暖地域での使用を、試験温度-40℃は寒冷地域(cold region)での使用を考慮して選定した。

試験温度0℃での吸収エネルギー (vE_0 。と言う場合がある。)の3本の平均値が30J以上でかつ、試験温度-40℃での吸収エネルギー (vE_{-40} 。と言う場合がある。)の3本の平均値が27J以上を母材靱性に優れるもの(本発明範囲内)とした。なお、板厚が10mm未満の鋼板に関しては、サブサイズ(5mm×10mm)のVノッチシャルピー試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を実施し、3本の吸収エネルギー (vE_0)の平均値が15J以上でかつ、3本の吸収エネルギー (vE_{-40})の平均値が13J以上を母材靱性に優れるもの(本発明範囲内)とした。

[0051]

[耐摩耗性2]

耐摩耗性は、ASTM G65の規定に準拠し、ラバーホイール試験を実施した。試験片は10mmt (t:板厚)×75mmw (w:幅)×20mmL (L:長さ) (板厚が10mmt未満の場合は、t(板厚)×75mmw×20mmL)とし、磨耗材に100%SiO₂磨耗砂を使用して実施した。

試験前後での試験片重量を測定し、磨耗量を測定した。試験結果は、軟鋼板 (SS400) の磨耗量を基準 (1.0) として、耐磨耗比 : (軟鋼板の磨耗量) / (各鋼板の磨耗量) で評価した。耐磨耗比が大きいほど、耐磨耗性に優れていることを意味し、本発明範囲では、耐磨耗比4.0以上を耐磨耗性に優れるものとした。

[0052]

[遅れ破壊2]

T形すみ肉溶接割れ試験は、図1の通りにT形に組み立てた試験体を被覆アーク溶接にて拘束溶接を実施した後、室温 (25³/₄ X 湿度60%) もしくは、100 で予熱した後、試験溶接を実施した。

溶接方法は、被覆アーク溶接 (溶接材料 LB52UL (4.0mm Φ)) で、入熱17kJ/cmとし、3層6パスの溶接を実施した。試験後、48時間室温で放置した後、試験板の溶接部断面観察サンプル (ビード長200mm を5等分) を5枚採取し、溶接熱影響部での割れの発生の有無を投影機および光学顕微鏡により調査した。予熱なし、および予熱100 でとも、採取した各5枚の断面サンプルにおいて、溶接熱影響部で割れの発生が全くないものを耐遅れ破壊特性に優れるとして評価した。

[0053]

[溶接部靱性2—1]

溶接部再現熱サイクル試験は、溶接入熱17kJ/cmの1層炭酸ガスアーク溶接 (one pass CO₂ gas shielded arc welding) を行った場合のポント部および低温焼戻し脆化領域のそれぞれを模擬した。ポント部の模擬は、1400[^] で1秒間保持し、800 ~200³/₄ の冷却速度を30でズ₃とした。また、低温焼戻し脆化領域の模擬は、300 で1秒間保持し、300 ~100 で5で/Sで冷却した。

圧延方向から採取した角棒状試験片に高周波誘導加熱装置で上述した熱サイクル付与した後、JISZ2242 (1998年) に準じてVノッチシャルピー衝撃試験を行った。Vノッチシャルピー衝撃試験は試験温度を0[^]Cおよび-40[^]として各鋼板について各温度3本の試験片で行った

ポント部および低温焼戻し脆化領域の吸収エネルギー ($vE_{。}$) の各々3本の平均値が30J以上、かつ、吸収エネルギー ($vE_{-4。}$) の各々3本の平均値が27J以上を溶接部靱性に優れるもの (本発明範囲内) とした。

なお、板厚が10mm未満の鋼板に関しては、サブサイズ (5mm X 10mm) のVノッチシャルピー試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を実施し、ポント部および低温焼戻し脆化領域の吸収エネルギー ($vE_{。}$) の各々3本の平均値が15J以上でかつ、吸収エネルギー ($vE_{-4。}$) の各々3本の平均値が13J以上を溶接部靱性に優れるもの (本発明範囲内) とした。

[0054]

[溶接部靱性2—2]

さらに、実継手の靱性を確認するため、被覆アーク溶接 (入熱17kJ/cm²、予熱150で、溶接材料LB52UL (4.0mmΦ)) で鋼板にビードオンプレート溶接を行った。シャルピー衝撃片を表面下1mmの位置より採取し、ノッチ位置をポント部として、JISZ2242 (1998年) に準じてVノッチシャルピー衝撃試験を行った。図2にシャルピー衝撃片の採取位置、ノッチ位置を示す。

[0055]

実継手のVノッチシャルピー衝撃試験は試験温度を0℃および-40℃として各試験温度について3本の試験片で行った。吸収エネルギー ($vE_{。}$) の3本の平均値が30J以上でかつ、吸収エネルギー ($vE_{-4。}$) の3本の平均値が27J以上をポント部の靱性に優れるもの (本発明範囲内) とした。

なお、板厚が10mm未満の銅板に関しては、サブサイズ (5mm X 10mm) のVノッチシャルピー試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を実施し、吸収エネルギー ($vE_{。}$) の3本の平均値が15J以上でかつ、吸収エネルギー ($vE_{-4。}$) の3本の平均値が13J以上をポント部靱性に優れるもの (本発明範囲内) とした。

[0056]

表5に供試鋼板の製造条件を、表6に上記各試験の結果を示す。本発明例 (銅No. 15~17 (但しNo. 17は板厚8mm)) は、表面硬度がH00HBW10/3000

以上を有し、耐摩耗性に優れ、 0°C の母材靱性が30J以上を有し、かつ -40°C での母材靱性が27J以上を有し、さらに、T形すみ肉溶接割れ試験で割れが発生せず、また、溶接部再現熱サイクル試験および実溶接部においても優れた靱性を有し、溶接部靱性に優れていることが確認された。

[0057]

一方、成分組成は本発明範囲内であるが、 DI^* が180を超える鋼No. 18の場合、表面硬度、耐摩耗性、母材靱性、T形すみ肉溶接割れ試験は良好であるが、低温焼き戻し脆化領域相当の再現熱サイクルシャルピー衝撃試験および実継手シャルピー衝撃試験が目標性能の下限値に近く、溶接部の低温靱性が他の発明例と比べて劣っていることが確認された。

[0058]

鋼No. 19は、成分組成のうち、Siが本発明範囲外のため、表面硬度、耐摩耗性、母材靱性は良好であるが、溶接熱影響部の焼き戻し脆化領域における靱性が劣化し、T形すみ肉溶接割れ試験、低温焼き戻し脆化領域相当の再現熱サイクルシャルピー衝撃試験および実継手シャルピー衝撃試験が目標性能を満足できなかった。

[0059]

鋼No. 20は成分組成は本発明範囲内であるが、(2)式が0.47を超えるため、再現熱サイクルシャルピー衝撃試験、実継手シャルピー衝撃試験とも vE_{40} が本発明性能の下限に近く、他の発明例と比べて劣っていることが確認された。なお、表4、5、6の記載において鋼No. 18、20は成分組成は請求項3の本発明範囲内だが DI^* 、(2)式の値が請求項6、7の本発明範囲外のため比較例とした。

[] [表]

表1

No.	化学成分														Dj*	(2)式P	備考					
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Ti	Mo	W	Cu	Ni	V				N	B	REM	Ca	Mg
1	0.237	0.30	0.91	0.008	0.0015	0.032	0.58	0.016	0.014						30					57.3	0.35	発明例
2	0.215	0.20	0.49	0.009	0.0011	0.021	1.21	0.024	0.025	0.21					14	12				87.7	0.02	発明例
3	0.283	0.14	0.61	0.005	0.0009	0.038	0.78	0.021	0.009		0.10	0.15	0.12		61		23			64.3	0.23	発明例
4	0.223	0.41	1.14	0.007	0.0016	0.044	0.44	0.008	0.019					0.04	27	5	32			65.1	0.43	発明例
5	0.254	0.26	0.55	0.004	0.0008	0.028	0.49	0.012	0.011	0.10	0.05				62	22		19		51.9	0.27	発明例
6	0.16	0.32	1.05	0.008	0.0021	0.031	0.59	0.020	0.019	0.18					45	10				82.5	0.31	比較例
7	0.221	0.40	0.51	0.007	0.0014	0.025	0.71	0.015	0.012		0.15	0.21	0.18		28		20			74.3	0.28	比較例
8	0.263	0.19	1.43	0.007	0.0007	0.040	0.43	0.019	0.010	0.08				0.05	38	36	50			93.2	0.55	比較例
9	0.274	0.24	0.95	0.013	0.0022	0.030	0.71	0.020	0.011		0.06		0.21		35			14		80.9	0.40	比較例
10	0.226	0.43	0.87	0.008	0.0014	0.023	0.14	0.015	0.007	0.23					59	11			20	56.8	0.48	比較例
11	0.241	0.30	1.05	0.006	0.0023	0.042	0.60	0.021	0.014	0.11				0.03	31	7				91.9	0.36	比較例
12	0.230	0.27	0.69	0.005	0.0010	0.028	1.01	0.029	0.008	0.05			0.41		53					84.5	0.12	比較例
13	0.255	0.21	0.77	0.009	0.0014	0.031	0.47	0.018	0.021	0.14					31	8				63.2	0.38	比較例
14	0.284	0.13	0.46	0.007	0.0013	0.051	0.51	0.021	0.010						55					33.1	0.30	比較例

注1:下線は本発明範囲外

注2:化学成分においてNBREM/CaMgの含有量はppm表示

注3:DI: =3.85 X (0.1 X C)^{0.5} x (0.7 x Si + 1) X (0.3 x Mn + 1) X (0.35 X Cu + 1) X (0.36 x Ni + 1) x (2.16 x Cr + 1) X (3 X Mo + 1) X (1.75 x V + 1) X (1.5 x W + 1)

注4:(2)式P:(2)式の左辺・C+Mn/4-各元素質量(質量%)

[0061] [表 2]

表 2

鋼No.	素材厚 (mm)	板厚 (mm)	熱間圧延			熱処理		備考
			加熱温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	冷却方法	加熱温度 (°C)	冷却方法	
1	200	12	1150	900	空冷	900	水冷	発明例
2	200	32	1050	880	空冷	900	水冷	発明例
3	200	25	1200	920	空冷	930	水冷	発明例
4	200	25	1150	890	水冷	無し		発明例
5	200	20	1150	900	水冷	200	空冷	発明例
<u>6</u>	200	25	1150	900	空冷	900	水冷	比較例
<u>7</u>	200	20	1150	900	水冷	無し		比較例
<u>8</u>	250	32	1200	950	空冷	900	水冷	比較例
<u>9</u>	180	20	1100	880	空冷	930	水冷	比較例
<u>10</u>	300	25	1150	920	水冷	無し		比較例
<u>11</u>	200	32	1050	870	空冷	900	水冷	比較例
<u>12</u>	250	16	1200	900	水冷	無し		比較例
<u>13</u>	200	12	1150	860	空冷	930	水冷	比較例
<u>14</u>	250	25	1150	900	空冷	900	水冷	比較例

注：下線は本発明範囲外

[]

表 3

鋼No.	表面硬度 HBW 10/3000	耐摩耗性 耐摩耗比	母材韌性 vE0 (J)	T形溶接割れ試験		溶接再現熱サイクル試験		被覆アーク溶接 継手韌性 vE0(J)	備考
				予熱なし (割れ有無)	100°C予熱 (割れ有無)	ボンド部 相当 vE0(J)	低温焼戻し 脆化領域 相当 vE0(J)		
1	442	4.7	68	割れ無し	割れ無し	60	48	119	発明例
2	410	4.2	95	割れ無し	割れ無し	83	70	151	発明例
3	519	5.6	42	割れ無し	割れ無し	39	33	77	発明例
4	428	4.5	85	割れ無し	割れ無し	76	66	128	発明例
5	490	5.0	57	割れ無し	割れ無し	50	47	94	発明例
6	328	3.0	168	割れ無し	割れ無し	140	155	182	比較例
7	598	6.0	14	割れ有り	割れ有り	9	5	23	比較例
8	501	5.1	42	割れ有り	割れ有り	35	32	70	比較例
9	522	5.4	37	割れ有り	割れ有り	28	8	40	比較例
10	435	4.6	66	割れ無し	割れ無し	46	15	29	比較例
11	456	4.7	25	割れ有り	割れ有り	20	11	32	比較例
12	432	4.5	21	割れ無し	割れ無し	17	9	21	比較例
13	486	4.8	23	割れ無し	割れ無し	14	10	19	比較例
14	369	3.5	42	割れ無し	割れ無し	43	47	65	比較例

注：下線は本発明の範囲外

[]

表 4

No.	化学成分														DI*	(2)式	備考				
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Ti	Mo	W	Cu	Ni	V				N	B	REM	Ca
15	0.209	0.32	0.73	0.006	0.0018	0.032	1.05	0.023	0.017	0.17					31	12			101.4	0.10	発明例
16	0.227	0.27	0.63	0.005	0.0020	0.025	1.31	0.014	0.012	0.29	0.44	0.21	0.04	27	10		15	178.7	0.00	0.00	発明例
17	0.216	0.18	0.60	0.007	0.0025	0.017	0.60	0.023	0.028	0.12			0.05	30				57.0	0.24	0.24	発明例
18	0.245	0.37	0.52	0.007	0.0018	0.038	1.09	0.017	0.011	0.57	0.24	0.14		30	12		21	188.6	0.08	0.08	比較例
19	0.276	0.03	0.93	0.009	0.0027	0.051	0.47	0.023	0.016				0.04	30				50.7	0.44	0.44	比較例
20	0.290	0.27	1.08	0.009	0.0021	0.034	0.51	0.011	0.009		0.14	0.10		25				72.0	0.48	0.48	比較例

注1: 下線は本発明範囲外
 注2: 化学成分において NIBRUCOM の含有量は ppm 表示
 注3: (D11-43) 8.5 X 0.5 1 X C) 0.5 X 0.7 X S (1.1) X (0.3 X M n + 1.1) X 0.3 X C u + 1.1) X 0.3 X N i. (1) X (0.1 X B 1.5 X Cr (1) X (3 X Mo) X (1.1 X V + 1.1) X (1.1 X W + 1.1)
 注4: (D11-43) 8.5 X 0.5 1 X C) 0.5 X 0.7 X S (1.1) X (0.3 X M n + 1.1) X 0.3 X C u + 1.1) X 0.3 X N i. (1) X (0.1 X B 1.5 X Cr (1) X (3 X Mo) X (1.1 X V + 1.1) X (1.1 X W + 1.1)
 注5: 本発明範囲外
 注6: 本発明範囲外
 注7: 本発明範囲外
 注8: 本発明範囲外
 注9: 本発明範囲外
 注10: 本発明範囲外
 注11: 本発明範囲外
 注12: 本発明範囲外
 注13: 本発明範囲外
 注14: 本発明範囲外
 注15: 本発明範囲外
 注16: 本発明範囲外
 注17: 本発明範囲外
 注18: 本発明範囲外
 注19: 本発明範囲外
 注20: 本発明範囲外
 注21: 本発明範囲外
 注22: 本発明範囲外
 注23: 本発明範囲外
 注24: 本発明範囲外
 注25: 本発明範囲外
 注26: 本発明範囲外
 注27: 本発明範囲外
 注28: 本発明範囲外
 注29: 本発明範囲外
 注30: 本発明範囲外
 注31: 本発明範囲外
 注32: 本発明範囲外
 注33: 本発明範囲外
 注34: 本発明範囲外
 注35: 本発明範囲外
 注36: 本発明範囲外
 注37: 本発明範囲外
 注38: 本発明範囲外
 注39: 本発明範囲外
 注40: 本発明範囲外
 注41: 本発明範囲外
 注42: 本発明範囲外
 注43: 本発明範囲外
 注44: 本発明範囲外
 注45: 本発明範囲外
 注46: 本発明範囲外
 注47: 本発明範囲外
 注48: 本発明範囲外
 注49: 本発明範囲外
 注50: 本発明範囲外
 注51: 本発明範囲外
 注52: 本発明範囲外
 注53: 本発明範囲外
 注54: 本発明範囲外
 注55: 本発明範囲外
 注56: 本発明範囲外
 注57: 本発明範囲外
 注58: 本発明範囲外
 注59: 本発明範囲外
 注60: 本発明範囲外
 注61: 本発明範囲外
 注62: 本発明範囲外
 注63: 本発明範囲外
 注64: 本発明範囲外
 注65: 本発明範囲外
 注66: 本発明範囲外
 注67: 本発明範囲外
 注68: 本発明範囲外
 注69: 本発明範囲外
 注70: 本発明範囲外
 注71: 本発明範囲外
 注72: 本発明範囲外
 注73: 本発明範囲外
 注74: 本発明範囲外
 注75: 本発明範囲外
 注76: 本発明範囲外
 注77: 本発明範囲外
 注78: 本発明範囲外
 注79: 本発明範囲外
 注80: 本発明範囲外
 注81: 本発明範囲外
 注82: 本発明範囲外
 注83: 本発明範囲外
 注84: 本発明範囲外
 注85: 本発明範囲外
 注86: 本発明範囲外
 注87: 本発明範囲外
 注88: 本発明範囲外
 注89: 本発明範囲外
 注90: 本発明範囲外
 注91: 本発明範囲外
 注92: 本発明範囲外
 注93: 本発明範囲外
 注94: 本発明範囲外
 注95: 本発明範囲外
 注96: 本発明範囲外
 注97: 本発明範囲外
 注98: 本発明範囲外
 注99: 本発明範囲外
 注100: 本発明範囲外

[0064] [表 5]

表5

鋼No.	素材厚 (mm)	板厚 (mm)	熱間圧延			熱処理		備考
			加熱温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	冷却方法	加熱温度 (°C)	冷却方法	
15	250	40	1150	900	空冷	900	水冷	発明例
16	300	60	1120	880	空冷	870	水冷	発明例
17	200	8	1150	830	空冷	900	水冷	発明例
<u>18</u>	250	32	1100	870	空冷	900	水冷	比較例
<u>19</u>	250	25	1100	900	水冷	無し		比較例
<u>20</u>	300	40	1150	900	空冷	900	水冷	比較例

注：下線は本発明範囲外

[]

表6

鋼No.	表面硬度 HBW 10/3000	耐摩耗性 耐摩耗比	母材靱性		T形溶接割れ試験		溶接再現熱サイクル試験			被覆アーク溶接		備考	
			vE0 (J)	vE-40 (J)	予熱なし (割れ有無)	100°C予熱 (割れ有無)	バンド部 相当 vE0(J)	低溫焼戻し 脆化領域 相当 vE0(J)	vE-40(J)	vE0(J)	vE-40(J)		
15	411	4.2	83	66	割れ無し (割れ有無)	割れ無し (割れ有無)	90	61	72	46	133	105	発明例
16	435	4.7	70	49	割れ無し (割れ有無)	割れ無し (割れ有無)	65	40	59	38	83	50	発明例
17	415	4.3	48	33	割れ無し (割れ有無)	割れ無し (割れ有無)	43	28	38	30	65	39	発明例
18	482	4.7	50	36	割れ無し (割れ有無)	割れ無し (割れ有無)	36	28	30	27	35	27	比較例
19	528	5.5	35	24	割れ有り (割れ有無)	割れ有り (割れ有無)	31	23	21	9	28	14	比較例
20	546	5.8	38	34	割れ無し (割れ有無)	割れ無し (割れ有無)	33	28	30	27	35	27	比較例

注：下線は本発明範囲外

請求の範囲

[請求項1]

mass% で、C:0.20—0.30%、Si:0.05~1.0%、Mn:0.40~1.2%、P:0.010%以下、S:0.005%以下、Cr:0.40~1.5%、Nb:0.005~0.025%、Ti:0.005-0.03%、Al:0.1%以下、N:0.01%以下を含有し、(1)式で示される焼入れ性指数DI*が45以上で、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、ミクロ組織がマルテンサイトを基底相とする溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

$$DI^* = 33.85 \times (0.1 \times C)^{0.5} \times (0.7 \times Si + 1) \times (3.33 \times Mn + 1) \times (0.35 \times Cu + 1) \times (0.36 \times Ni + 1) \times (2.16 \times Cr + 1) \times (3 \times Mo + 1) \times (1.75 \times V + 1) \times (1.5 \times W + 1) \cdots (1)$$

(1)式において、各元素記号は含有量(mass%)。

[請求項2]

前記鋼組成に、mass%でさらに、Mo:0.05~1.0%、W:0.05~1.0%、B:0.0003~0.0030%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記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

[請求項3]

前記鋼組成に、mass%でさらに、Cu:1.5%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%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または2記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

[請求項4]

前記鋼組成に、mass%でさらに、REM:0.008%以下、Ca:0.005%以下、Mg:0.005%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乃至3のいずれか一つに記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

[請求項5]

前記鋼板の表面硬度がブリネル硬さで400HBW10Z3000以上である請求

1乃至4のいずれか一つに記載の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐
磨耗鋼板。

[請求項6]

請求項1乃至5のいずれか一つに記載の鋼板で、焼入れ性指数DI* が180以
下の溶接部靱性および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

[請求項7]

請求項1乃至6のいずれか一つに記載の鋼板で、(2)式を満足する溶接部靱性
および耐遅れ破壊特性に優れた耐磨耗鋼板。

$$C + Mn/4 - Cr/3 + 10P \leq 0.47 \dots \dots (2)$$

(2)式において、各元素記号は含有量 (mas %)。

図1

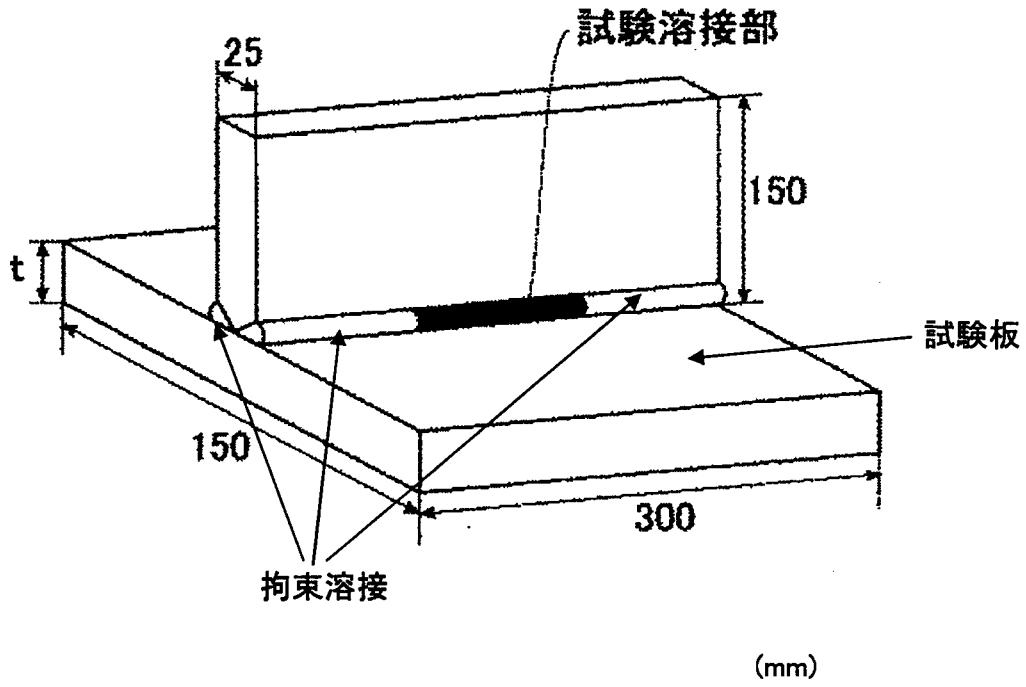
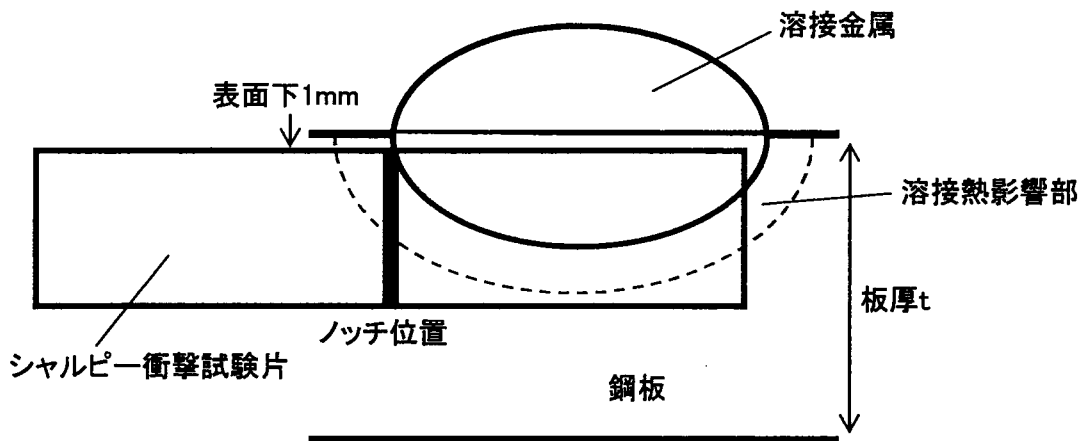


図2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/065416

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C3 8/0 0 (2006.01)i, C22C38/2 8 (2006.01)i, C22C38 154 (2006.01)i, C21 D8/02 (2006.01)n 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, C21D8/02 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1 996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2011 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2011 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2011		
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.
X	JP 2007-70713 A (Nippon Steel Corp.), 22 March 2007 (22.03.2007), claims ; paragraph [0018] ; table 1 & US 2010/0059150 A1 & EP 1930459 A1 & WO 2007/029515 A1 & KR 10-2008-0034987 A & CN 101258257 A & BRA PI 0615885	1-7
X	JP 2009-30094 A (JFE Steel Corp.), 12 February 2009 (12.02.2009), claims ; table s 1, 2 (Family : none)	2-7
X	JP 2009-30092 A (JFE Steel Corp.), 12 February 2009 (12.02.2009), claims ; table s 1, 2 (Family : none)	2-7
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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		"I" 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 30 September, 2011 (30.09.11)		Date of mailing of the international search report 11 October, 2011 (11.10.11)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/065416

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 11-71631 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 16 March 1999 (16.03.1999), claims ; table 1 (Family : none)	2-6

A . 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C38/00 (2006. 01) i , C22C38/28 (2006. 01) i , C22C38/54 (2006. 01) i , C21D8/02 (2006. 01) n

B . 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C1/00- 49/14 , 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 1 1 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 — 2 0 1 1 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 — 2 0 1 1 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
X	JP 2007-70713 A (新日本製鐵株式会社) 2007. 03. 22, 特許請求の範囲、【0018】、表1】 & US 2010/0059150 AI & EP 1930459 AI & WO 2007/029515 AI & KR 10-2008-0034987 A & CN 101258257 A & BRA PI0615885	1 - 7
X	JP 2009-30094 A (JFEスチール株式会社) 2009. 02. 12, 特許請求の範囲、表1】、表2】 (ファミリーなし)	2 - 7
X	JP 2009-30092 A (JFEスチール株式会社) 2009. 02. 12,	2 - 7

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	の日の後に公表された文献
IA」特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	「」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
IE」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	rx」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
「」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)	IY」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
Iθ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	I&」同一パテントファミリー文献
P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 3 0 . 0 9 . 2 0 1 1	国際調査報告の発送日 1 1 . 1 0 . 2 0 1 1
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA / JP) 郵便番号 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

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
X	特許請求の範囲、【表 1】、【表 2】 (ファミリーなし) JP 11-71631 A (住友金属工業株式会社) 1999. 03. 16, 特許請求の範囲、【表 1】 (ファミリーなし)	2 - 6