

(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
2017年10月26日(26.10.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/183058 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
B22D 11/128 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/002100

(22) 国際出願日: 2016年4月19日(19.04.2016)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

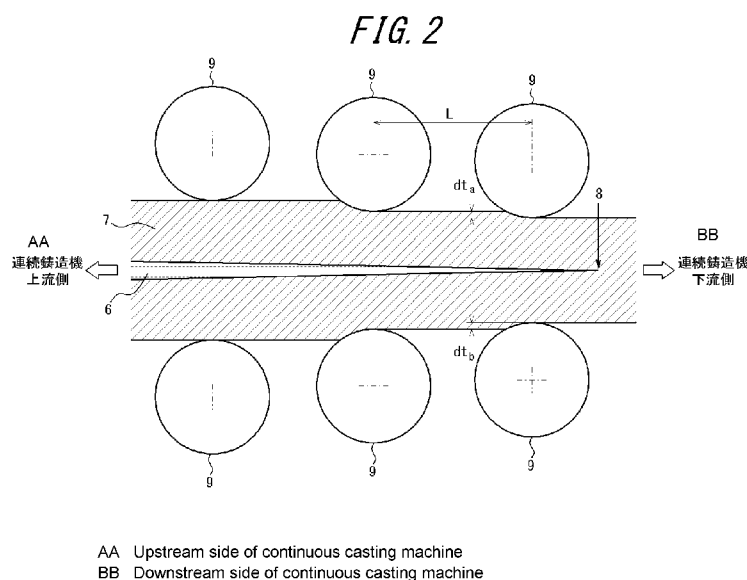
(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 寺澤 祐介 (TERAZAWA, Yusuke);

〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). ▲高▼山 直樹(TAKAYAMA, Naoki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 林 謙次(HAYASHI, Kenji); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 長谷 和邦(HASE, Kazukuni); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(54) Title: ABRASION-RESISTANT STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING ABRASION-RESISTANT STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 耐摩耗鋼板および耐摩耗鋼板の製造方法



AA Upstream side of continuous casting machine
BB Downstream side of continuous casting machine

(57) Abstract: Provided is an abrasion-resistant steel sheet that combines gas cutting crack resistance and abrasion resistance with low cost. The steel sheet has a constituent composition containing, in % by mass, C: 0.10-0.23%, Si: 0.01-1.0%, Mn: 0.30-3.00%, P: no more than 0.025%, S: no more than 0.02%, Cr: 0.01-2.00%, Al: 0.001-0.100% and N: no more than 0.01%, with the remainder being made up of Fe and unavoidable impurities. The steel sheet has a structure in which the volume percentage of martensite at a depth of 1 mm from the surface of the abrasion-resistant steel sheet is at least



(74) 代理人: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA, Kenji);
〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目 2 番 1
号 霞が関コモンゲート西館 3 6 階 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

90%, and the prior austenite grain size at the center in the thickness direction of the abrasion-resistant steel sheet does not exceed 80 μ m. The hardness at a depth of 1 mm from the surface of the abrasion-resistant steel sheet is, on the Brinell scale, 360-490 HBW 10/3000, and the concentration of Mn [Mn] (% by mass) and the concentration of P [P] (% by mass) in the central segregation part in the thickness direction of the steel sheet satisfy $0.04 [\text{Mn}] + [\text{P}] < 0.55$.

(57) 要約: 耐ガス切断割れ性と耐摩耗性を低コストで両立させることができる耐摩耗鋼板を提供する。質量%で、C: 0.10~0.23%, Si: 0.01~1.0%, Mn: 0.30~3.00%, P: 0.025%以下、S: 0.02%以下、Cr: 0.01~2.00%、Al: 0.001~0.100%、およびN: 0.01%以下を含み、残部Fe及び不可避不純物からなる成分組成を有し、前記耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さにおけるマルテンサイトの体積率が90%以上であり、前記耐摩耗鋼板の板厚中心部における旧オーステナイト粒径が80 μ m以下である組織を有し、前記耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さにおける硬度が、ブリネル硬さで360~490 HBW 10/3000であり、板厚中心偏析部における、Mnの濃度[Mn] (質量%)とPの濃度[P] (質量%)とが、 $0.04 [\text{Mn}] + [\text{P}] < 0.55$ を満足する、耐摩耗鋼板。

明 細 書

発明の名称：耐摩耗鋼板および耐摩耗鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、耐摩耗鋼板に関するものであり、特に、耐遅れ破壊特性と耐摩耗性を高い水準で、かつ低コストで両立させることができる耐摩耗鋼板に関するものである。また、本発明は耐摩耗鋼板の製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 建設、土木、鉱業などの分野で使用される産業機械、部品、運搬機器（例えば、パワーショベル、ブルドーザー、ホッパー、バケットコンベヤー、岩石破碎装置）などは、岩石、砂、鉱石などによるアブレッシブ摩耗、すべり摩耗、衝撃摩耗などの摩耗にさらされる。そのため、そういった産業機械、部品、運搬機器に用いられる鋼には、寿命を向上させるために耐摩耗性に優れることが求められる。

[0003] 鋼の耐摩耗性は、硬度を高くすることで向上できることが知られている。そのため、Cr、Mo等の合金元素を大量に添加した合金鋼に焼入等の熱処理を施すことによって得られる高硬度鋼が、耐摩耗鋼として幅広く用いられてきた。

[0004] 例えば、特許文献1、2では、表層部の硬度が、ブリネル硬さ（HB）で360～490である耐摩耗鋼板が提案されている。前記耐摩耗鋼板では、所定の量の合金元素を添加するとともに、焼入れを行ってマルテンサイト主体の組織とすることによって、高い表面硬度を実現している。

[0005] さらに、耐摩耗鋼板の分野においては、耐摩耗性を向上させることに加えて遅れ破壊を防止することが求められている。遅れ破壊とは、鋼板に加わる応力が降伏強度以下の状態であるにも関わらず、突然鋼板が破断してしまう現象である。この遅れ破壊現象は鋼板強度が高いほど生じ易く、また鋼板への水素侵入により助長される。耐摩耗鋼板の遅れ破壊現象の例としては、ガ

ス切断後の割れが挙げられる。ガス切断時に燃焼ガスからの水素侵入により鋼板が脆化し、さらにガス切断後の残留応力により、切断後数時間～数日経ってから割れが発生する。耐摩耗鋼板は硬度が高いためガス切断されることが多く、耐摩耗鋼板においては、ガス切断後の遅れ破壊（以下、「ガス切断割れ」という場合がある）がしばしば問題となる。

[0006] そこで、特許文献3、4では、成分組成とミクロ組織を制御することによって、ガス切断等に起因する遅れ破壊を抑制した耐摩耗鋼板が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第4 6 4 5 3 0 6号

特許文献2：特許第4 7 3 5 1 9 1号

特許文献3：特許第5 1 4 5 8 0 4号

特許文献4：特許第5 1 4 5 8 0 5号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかし、特許文献1、2に記載された耐摩耗鋼板では、硬度を確保するために高価な合金元素を多量に添加する必要がある。一般的に、合金コストを削減するためには、高価な合金元素であるMoやCrの使用量の使用量を減らし、安価な合金元素であるMnの使用量を多くすることが有効である。しかし、特許文献1、2に記載されているような耐摩耗鋼板においてMnの使用量を多くすると、耐ガス切断割れ性が低下するという問題があった。

[0009] また、特許文献3、4に記載された耐摩耗鋼板では、ガス切断割れの抑制に一定の効果が見られるものの、やはり遅れ破壊を防止するためにMn含有量を抑制する必要があった。

[0010] このように、前記耐摩耗鋼板では耐ガス切断割れ性と耐摩耗性を高い水準で、かつ低コストで両立させることは困難であった。

[0011] 本発明は、上記実状に鑑みてなされたものであり、耐遅れ破壊性と耐摩耗性を高い水準で、かつ低コストで両立させることができる耐摩耗鋼板を提供することを目的とする。また、本発明は、前記耐摩耗鋼板を製造する方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0012] 本発明者等は、上記課題を解決すべく鋭意検討を行った結果、耐摩耗鋼板におけるガス切断後の遅れ破壊は、マルテンサイト組織やベイナイト組織の旧オーステナイト粒界で起る粒界破壊を起点として生じること、および前記粒界破壊は（a）ガス切断によって生じる残留応力、（b）ガス切断時に切断ガスから鋼板へと侵入する水素による水素脆化、および（c）ガス切断時の昇温による鋼板の焼戻し脆化の影響が重複することにより発生することを見出した。

[0013] さらに、本発明者等は、粒界脆化元素であるMnおよびPが濃化している鋼板の板厚中心偏析部がガス切断割れの起点であること、およびガス切断時の昇温により、板厚中心偏析部における前記粒界脆化元素の旧オーステナイト粒界への偏析がさらに促進される結果、旧オーステナイト粒界の強度が著しく低下し、ガス切断割れが発生することを明らかにした。

[0014] 上記MnやPの板厚中心への偏析は、連続鋳造の際に生じる。連続鋳造では、表面から内部に向かって溶鋼の凝固が進行するが、MnやPの固溶限は固相よりも液相の方が大きいため、固相／液相界面では凝固した鋼から溶鋼中へとMn、P等の合金元素が濃化していく。そして、最終凝固部である板厚中心位置では、著しく合金元素の濃化が起こった溶鋼が凝固することで中心偏析部が形成される。

[0015] そこで、以上の知見を踏まえ、中心偏析部を起点とする割れを防止する方法についてさらに検討を行った結果、本発明者等は、連続鋳造時におけるMnおよびPの中心偏析を抑制するとともに、最終的な鋼板の組織における旧オーステナイト粒径を微細化することによって、鋼板全体におけるMn含有量が高くとも、優れた耐ガス切断割れ性が得られることを見出した。

[0016] 本発明は、上記知見に基づいてなされたものであり、その要旨構成は次のとおりである。

1. 耐摩耗鋼板であって、

質量%で、

C : 0.10~0.23%、

Si : 0.01~1.0%、

Mn : 0.30~3.00%、

P : 0.025%以下、

S : 0.02%以下、

Cr : 0.01~2.00%、

Al : 0.001~0.100%、および

N : 0.01%以下を含み、

残部Fe及び不可避不純物からなる成分組成を有し、

前記耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さにおけるマルテンサイトの体積率が90%以上であり、前記耐摩耗鋼板の板厚中心部における旧オーステナイト粒径が80μm以下である組織を有し、

前記耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さにおける硬度が、ブリネル硬さで360~490 HBW 10/3000であり、

板厚中心偏析部における、Mnの濃度[Mn]（質量%）とPの濃度[P]（質量%）とが、下記（1）式を満足する、耐摩耗鋼板。

記

$$0.04 [Mn] + [P] < 0.55 \quad \dots \quad (1)$$

[0017] 2. 前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~2.0%、

Ni : 0.01~5.0%、

Mo : 0.01~3.0%、

Nb : 0.001~0.100%、

Ti : 0.001~0.050%、

B : 0.0001~0.0100%、
V : 0.001~1.00%、
W : 0.01~1.50%、
Ca : 0.0001~0.0200%、
Mg : 0.0001~0.0200%、および
REM : 0.0005~0.0500%

からなる群より選択される1または2以上を含む、前記1に記載の耐摩耗鋼板。

[0018] 3. 焼戻し脆化处理と、続く水素脆化处理を受けた後の、引張試験における絞り率が10%以上である、前記1または2に記載の耐摩耗鋼板。

[0019] 4. 溶鋼を連続鋳造してスラブとし、

前記スラブを1000℃~1300℃に加熱し、

前記加熱されたスラブを、板厚中心部の温度が950℃以上において圧延形状比が0.7以上かつ圧下率が7%以上の圧下を3回以上行う熱間圧延を施して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を再加熱焼入れ温度まで再加熱し、

前記再加熱された熱延鋼板を焼入れする、耐摩耗鋼板の製造方法であって、

前記スラブが前記1または2に記載の成分組成を有し、
前記連続鋳造において、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、圧下勾配が0.4mm/m以上の軽圧下が2回以上行われ、

前記再加熱焼入れ温度がAc₃~1050℃であり、

前記焼入れにおける650~300℃の間での平均冷却速度が1℃/s以上である、前記1~3のいずれか一項に記載の耐摩耗鋼板の製造方法。

[0020] 5. 前記4に記載の耐摩耗鋼板の製造方法において、

さらに、前記焼入れされた熱延鋼板を、100~300℃の焼戻し温度で焼戻す、耐摩耗鋼板の製造方法。

[0021] 6. 溶鋼を連続鋳造してスラブとし、

前記スラブを $1000^{\circ}\text{C}\sim 1300^{\circ}\text{C}$ に加熱し、

前記加熱されたスラブを、板厚中心部の温度が 950°C 以上において圧延形状比が 0.7 以上かつ圧下率が 7% 以上の圧下を 3 回以上行う熱間圧延を施して熱延鋼板とし、

前記熱延鋼板を直接焼入れする耐摩耗鋼板の製造方法であって、
前記スラブが前記 1 または 2 に記載の成分組成を有し、

前記連続鋳造において、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下が 2 回以上行われ、

前記直接焼入れにおける直接焼入れ温度が A_{c3} 以上であり、

前記直接焼入れにおける $650\sim 300^{\circ}\text{C}$ の間での平均冷却速度が 1°C/s 以上である、前記 $1\sim 3$ のいずれか一項に記載の耐摩耗鋼板の製造方法。

[0022] 7 ．前記 6 に記載の耐摩耗鋼板の製造方法であって、

さらに、前記焼入れされた熱延鋼板を、 $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ の焼戻し温度で焼戻す、耐摩耗鋼板の製造方法。

発明の効果

[0023] 本発明によれば、鋼板全体における Mn 含有量を過度に抑制することなく優れた耐遅れ破壊特性が得られるので、耐摩耗鋼板における耐遅れ破壊特性と耐摩耗性を低コストで両立させることができる。なお、本発明の効果はガス切断後の耐遅れ破壊特性に限らず、他の要因による遅れ破壊にも有効である。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]連続鋳造における最終凝固位置を示す模式図である。

[図2]本発明の一実施形態における連続鋳造法を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0025] [成分組成]

次に、本発明を実施する方法について具体的に説明する。本発明においては、耐摩耗鋼板およびその製造に用いられる鋼片が、上記成分組成を有する

ことが重要である。そこで、まず本発明において鋼の成分組成を上記のように限定する理由を説明する。なお、成分組成に関する「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

[0026] C : 0.10～0.23%

Cは、マルテンサイト基地の硬度を高めるために必須の元素である。C含有量が0.10%未満であると、マルテンサイト組織中における固溶C量が少なくなるため、耐摩耗性が低下する。一方、C含有量が0.23%を超えると、溶接性および加工性が低下する。そのため、本発明ではC含有量を0.10～0.23%とする。なお、C含有量は0.12～0.22%とすることが好ましい。

[0027] Si : 0.01～1.0%

Siは、脱酸に有効な元素であるが、Si含有量が0.01%未満であると十分な効果を得ることができない。また、Siは、固溶強化による鋼の高硬度化に寄与する元素である。しかし、Si含有量が1.0%を超えると、延性および靱性が低下することに加えて、介在物量が増加する等の問題を生じる。そのため、Si含有量を0.01～1.0%とする。なお、Si含有量は0.01～0.8%とすることが好ましい。

[0028] Mn : 0.30～3.00%

Mnは、鋼の焼入れ性を向上させる機能を有する元素である。Mnを添加することにより、焼入れ後の鋼の硬度が上昇し、その結果、耐摩耗性を向上させることができる。Mn含有量が0.30%未満であると前記効果を十分に得ることができないため、Mn含有量は0.30%以上とする。一方、Mn含有量が3.00%を超えると、溶接性と靱性が低下することに加えて、耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、Mn含有量は3.00%以下とする。なお、Mn含有量は0.50～2.70%とすることが好ましい。

[0029] P : 0.025%以下

Pは、粒界脆化元素であり、Pが結晶粒界に偏析することによって、鋼の靱性が低下するとともに耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、P含有量は

0.025%以下とする。なお、P含有量は0.015%以下とすることが好ましい。一方、Pは少ないほど好ましいため、P含有量の下限は特に限定されず、0%であってよいが、通常、Pは不純物として鋼中に不可避免的に含有される元素であるため、工業的には0%超であってよい。なお、過度の低P化は精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、P含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0030] S : 0.02%以下

Sは、鋼の靱性を低下させるため、S含有量を0.02%以下とする。S含有量は0.015%以下とすることが好ましい。一方、Sは少ないほど好ましいため、S含有量の下限は特に限定されず、0%であってよいが、工業的には0%超であってよい。なお、過度の低S化は精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、S含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0031] Cr : 0.01~2.00%

Crは、鋼の焼入れ性を向上させる機能を有する元素である。Crを添加することにより、焼入れ後の鋼の硬度が上昇し、その結果、耐摩耗性を向上させることができる。前記効果を得るためには、Cr含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、Cr含有量が2.00%を超えると溶接性が低下する。そのため、Cr含有量は0.01~2.00%とする。なお好ましくは0.05~1.80%である。

[0032] Al : 0.001~0.100%

Alは、脱酸剤として有効であるとともに、窒化物を形成してオーステナイト粒径を小さくする効果を有する元素である。前記効果を得るためにはAl含有量を0.001%以上とする必要がある。一方、Al含有量が0.100%を超えると、鋼の清浄度が低下し、その結果、延性および靱性が低下する。そのため、Al含有量は0.001~0.100%とする。

[0033] N : 0.01%以下

Nは、延性、靱性を低下させる元素であるため、N含有量は0.01%以下とする。一方、Nは少ないほど好ましいため、N含有量の下限は特に限定

されず、0%であってよいが、通常、Nは不純物として鋼中に不可避免的に含有される元素であるため、工業的には0%超であってよい。なお、過度の低N化は精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、N含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。

[0034] 本発明で用いられる鋼板は、以上の成分に加え、残部のFeおよび不可避免的な不純物とからなる。

[0035] 本発明の鋼板は、上記した成分を基本組成とするが、さらに焼入れ性や溶接性の向上を目的として任意に、Cu: 0.01~2.0%、Ni: 0.01~5.0%、Mo: 0.01~3.0%、Nb: 0.001~0.100%、Ti: 0.001~0.050%、B: 0.0001~0.0100%、V: 0.001~1.00%、W: 0.01~1.5%、Ca: 0.0001~0.0200%、Mg: 0.0001~0.0200%、およびREM: 0.0005~0.0500%からなる群より選択される1または2以上を含有することができる。

[0036] Cu: 0.01~2.0%

Cuは、母材および溶接継手における靱性を大きく劣化させることなく焼入れ性を向上させることができる元素である。前記効果を得るためにはCu含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、Cu含有量が2.0%を超えると、スケール直下に生成するCu濃化層に起因する鋼板割れが問題となる。そのため、Cuを添加する場合、Cu含有量を0.01~2.0%とする。なお、Cu含有量は0.05~1.5%とすることが好ましい。

[0037] Ni: 0.01~5.0%

Niは、焼入れ性を高めるとともに、靱性を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るためには、Ni含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、Ni含有量が5.0%を超えると製造コストの増加が問題となる。そのため、Niを添加する場合、Ni含有量を0.01~5.0%とする。なお、Ni含有量は0.05~4.5%とすることが好ましい。

[0038] Mo: 0.01~3.0%

Moは、鋼の焼入れ性を向上させる元素である。前記効果を得るためには、Mo含有量を0.01%以上とする必要がある。しかし、Mo含有量が3.0%を超えると溶接性が低下する。そのため、Moを添加する場合、Mo含有量を0.01～3.0%とする。なお、Mo含有量は0.05～2.0%とすることが好ましい。

[0039] Nb : 0.001～0.100%

Nbは、炭窒化物として析出することで旧オーステナイト粒径を小さくする効果を有する元素である。前記効果を得るためには、Nb含有量を0.001%以上とする必要がある。一方、Nb含有量が0.100%を超えると、溶接性が低下する。そのため、Nbを添加する場合、Nb含有量を0.001～0.100%とする。

[0040] Ti : 0.001～0.050%

Tiは、窒化物を形成することによって旧オーステナイト粒径を小さくする効果を有する元素である。前記効果を得るためには、Ti含有量を0.001%以上とすることが必要である。一方、Ti含有量が0.050%を超えると、鋼の清浄度が低下し、その結果、延性および靱性が低下する。そのため、Tiを添加する場合、Ti含有量を0.001～0.050%とする。

[0041] B : 0.0001～0.0100%

Bは、極微量の添加で焼入れ性を向上させ、それにより鋼板の強度を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るためには、B含有量を0.0001%以上とする必要がある。一方、B含有量が0.0100%を超えると、溶接性が低下するとともに焼入れ性も低下する。そのため、Bを添加する場合、B含有量を0.0001～0.0100%とする。なお、B含有量は0.0001～0.0050%とすることが好ましい。

[0042] V : 0.001～1.00%

Vは、鋼の焼入れ性を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るためには、V含有量を0.001%以上とする必要がある。一方、V含有

量が1.00%を超えると、溶接性が低下する。そのため、Vを添加する場合、V含有量を0.001~1.00%とする。

[0043] W : 0.01~1.50%

Wは、鋼の焼入れ性を向上させる効果を有する元素である。前記効果を得るためには、W含有量を0.01%以上とする必要がある。一方、W含有量が1.50%を超えると、溶接性が低下する。そのため、Wを添加する場合、W含有量を0.01~1.50%とする。

[0044] Ca : 0.0001~0.0200%

Caは、高温における安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。前記効果を得るためには、Ca含有量を0.0001%以上とする必要がある。一方、Ca含有量が0.0200%を超えると、清浄度が低下して鋼の靱性が損なわれる。そのため、Caを添加する場合、Ca含有量を0.0001~0.0200%とする。

[0045] Mg : 0.0001~0.0200%

Mgは、高温における安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。前記効果を得るためには、Mg含有量を0.0001%以上とする必要がある。一方、Mg含有量が0.0200%を超えると、Mgの添加効果が飽和して含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となる。そのため、Mgを添加する場合、Mg含有量を0.0001~0.0200%とする。

[0046] REM : 0.0005~0.0500%

REM（希土類金属）は、高温における安定性が高い酸硫化物を形成することで溶接性を向上させる元素である。前記効果を得るためには、REM含有量を0.0005%以上とする必要がある。一方、REM含有量が0.0500%を超えると、REMの添加効果が飽和して含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となる。そのため、REMを添加する場合、REM含有量を0.0005~0.0500%とする。

[0047] [組織]

本願発明の耐摩耗鋼板は、上記成分組成を有することに加えて、前記耐摩耗鋼板の表面から 1 mm の深さにおけるマルテンサイトの体積率が 90 % 以上であり、前記耐摩耗鋼板の板厚中心部における旧オーステナイト粒径が 80 μ m 以下である組織を有する。鋼の組織を上記のように限定する理由を以下に説明する。

[0048] マルテンサイトの体積率：90 % 以上

マルテンサイトの体積率が 90 % 未満であると、鋼板の基地組織の硬度が低下するため、耐摩耗性が低下する。そのため、マルテンサイトの体積率を 90 % 以上とする。マルテンサイト以外の残部組織は特に限定されないが、フェライト、パーライト、オーステナイト、ベイナイト組織が存在してよい。一方、マルテンサイトの体積率は高いほどよい、該体積率の上限は特に限定されず、100 % であってよい。なお、前記マルテンサイトの体積率は、耐摩耗鋼板の表面から 1 mm の深さの位置における値とする。前記マルテンサイトの体積率は、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0049] 旧オーステナイト粒径：80 μ m 以下

旧オーステナイト粒径が 80 μ m を超えると、耐摩耗鋼板の耐遅れ破壊性が低下する。これは、旧オーステナイト粒界の面積が減少する結果、旧オーステナイト粒界単位面積当たりの Mn、P 量が増加し、粒界脆化が顕著となるためである。そのため、旧オーステナイト粒径は 80 μ m 以下とする。一方、旧オーステナイト粒径は小さいほどよい、下限は特に限定されないが、通常は 1 μ m 以上である。なお、前記旧オーステナイト粒径は、耐摩耗鋼板の板厚中心部における旧オーステナイト粒の円相当直径とする。前記旧オーステナイト粒径は、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0050] [中心偏析]

さらに本願発明では、板厚中心偏析部における、Mn の濃度 [Mn] (質量%) と P の濃度 [P] (質量%) とが、下記 (1) 式を満足することが重要である。

$$0.04 [\text{Mn}] + [\text{P}] < 0.55 \quad \cdots \quad (1)$$

[0051] 上述したように、ガス切断後の遅れ破壊は、板厚中心偏析部のうち粒界脆化元素であるMn、Pが顕著に偏析した箇所を起点として発生する。また、さらなる検討の結果、粒界脆化に及ぼすPの影響はMnに比べて大きいことが明らかとなった。そこで、板厚中心偏析部におけるMnおよびPの濃度を、上記(1)式を満たすように制御することによって、耐ガス切断割れ性を向上させることができる。一方、 $(0.04[Mn] + [P])$ の値の下限は特に限定されない。しかし、通常、 $[Mn]$ は鋼板全体におけるMn含有量 $[Mn]_0$ 以上、 $[P]$ は鋼板全体におけるP含有量 $[P]_0$ 以上であるため、 $0.04[Mn]_0 + [P]_0 \leq 0.04[Mn] + [P]$ となる。なお、前記板厚中心偏析部におけるMnおよびPの濃度 $[Mn]$ 、 $[P]$ は、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0052] [ブリネル硬さ]

ブリネル硬さ：360～490 HBW 10/3000

鋼板の耐摩耗性は、該鋼板表層部における硬度を高めることにより向上させることができる。鋼板表層部における硬度がブリネル硬さで360 HBW未満では、十分な耐摩耗性を得ることができない。一方、鋼板表層部における硬度がブリネル硬さで490 HBW以上であると、曲げ加工性が劣化する。そのため、本発明では、鋼板表層部における硬度を、ブリネル硬さで360～490 HBWとする。なお、ここで前記硬度は、耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さの位置におけるブリネル硬さとする。また、前記ブリネル硬さは、直径10mmのタングステン硬球を使用し、荷重3000Kgfで測定した値(HBW 10/3000)とする。該ブリネル硬さは、実施例に記載した方法で測定することができる。

[0053] [製造方法]

次に、本発明の耐摩耗鋼板の製造方法について説明する。本発明の耐摩耗鋼板は、熱間圧延後に再加熱焼入れ(RQ)を行う方法と、熱間圧延後に直接焼入れ(DQ)を行う方法の、いずれによっても製造することができる。

[0054] 再加熱焼入れを行う本発明の一実施形態においては、以下の各工程を順次

行うことにより前記耐摩耗鋼板を製造することができる。

- (1) 溶鋼を連続鑄造してスラブとする連続鑄造工程、
- (2) 前記スラブを $1000^{\circ}\text{C}\sim 1300^{\circ}\text{C}$ に加熱する加熱工程、
- (3) 前記加熱されたスラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程、
- (4-1) 前記熱延鋼板を再加熱焼入れ温度まで再加熱する再加熱工程、および
- (4-2) 前記再加熱された熱延鋼板を焼入れする焼入れ工程。

[0055] また、直接焼入れを行う本発明の他の実施形態においては、以下の各工程を順次行うことにより前記耐摩耗鋼板を製造することができる。

- (1) 溶鋼を連続鑄造してスラブとする連続鑄造工程、
- (2) 前記スラブを $1000^{\circ}\text{C}\sim 1300^{\circ}\text{C}$ に加熱する加熱工程、
- (3) 前記加熱されたスラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程、
- (4) 前記熱延鋼板を直接焼入れする直接焼入れ工程。

[0056] いずれの実施形態においても、前記スラブの成分組成は上述したとおりとする。また、前記連続鑄造工程においては、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下を2回以上行う。さらに、再加熱焼入れを行う場合の再加熱焼入れ温度は $A_{c_3}\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 、直接焼入れを行う場合の直接焼入れ温度は A_{c_3} 以上とする。また、再加熱焼入れ、直接焼入れのいずれにおいても、 $650\sim 300^{\circ}\text{C}$ の間での平均冷却速度を 1°C/s 以上とする。以下、各条件の限定理由を説明する。なお、以下の説明における温度は、特に断らない限り、板厚中心部における温度を指す。板厚中心部における温度は、伝熱計算により求めることができる。また、特に断らない限り、以下の説明は再加熱焼入れを行う場合と直接焼入れを行う場合で共通とする。

[0057] 軽圧下：スラブの最終凝固位置よりも上流側において、圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下を2回以上行う。

図1に示すような連続鑄造機で製造されるスラブの中心偏析は、凝固進行時に固相／液相界面で溶鋼へ合金元素が濃化していき、最終凝固位置で著し

く濃化した溶鋼が凝固することで形成される。そのため、図2に示すように、連続鋳造機でスラブの最終凝固位置よりも上流側において、連続鋳造ラインの上流側から下流側に向かってロールギャップが狭くなるように徐々に圧下していくことで、合金元素の濃化した溶鋼を上流側に押し流し、既に凝固済の部分を圧着させることで中心偏析を軽減することが出来る。その効果を得るためには、スラブの最終凝固位置よりも上流側において、圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下を2回以上行う、すなわち図2中の、 $(d t_a + d t_b) / L$ が 0.4 mm/m 以上となるような圧下を2回以上行う必要がある。圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下を行う回数が1以下であると、未凝固部の溶鋼を上流側へ押し流す効果が不十分となり、軽圧下による偏析低減効果が不十分となる。そのため、上記(1)連続鋳造工程において、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下を2回以上行う。一方、圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下を行う回数の上限は特に限定されないが、軽圧下ロール設置の耐費用効果の観点から30回以下とすることが好ましい。また、当該圧下における圧下勾配の上限も特に限定されないが、軽圧下ロールの設備保護の観点から 10.0 mm/m 以下とすることが好ましい。なお、スラブの最終凝固位置はスラブに電磁超音波を透過させることで検出することができる。

[0058] 加熱温度： $1000\sim1300^{\circ}\text{C}$

上記(2)加熱工程における加熱温度が 1000°C より低いと、熱間圧延工程における変形抵抗が増加するため、生産性が低下する。一方、前記加熱温度が 1300°C よりも高いと密着性の高いスケールが生成するため、デスケリング不良が発生し、その結果、得られる鋼板の表面性状が劣化する。そのため、前記加熱温度を $1000\sim1300^{\circ}\text{C}$ とする。

[0059] 熱間圧延：板厚中心部の温度が 950°C 以上において圧延形状比が 0.7 以上かつ圧下率が 7% 以上の圧下を3回以上行う。

連続鋳造時の軽圧下によるスラブの偏析低減のみでは、耐遅れ破壊性に優れる偏析状態を得るのは不可能であるため、熱間圧延時の偏析軽減効果も合

わせて活用することが必要である。鋼を 950℃以上の高温で圧下率が 7%以上の強圧下を計 3 回以上行うことで、ひずみの導入とオーステナイト組織の再結晶による原子拡散の促進による偏析低減効果が得られる。一方、圧延温度が 950℃以下あるいは圧下率が 7%以上の圧下が 3 回未満では、組織の再結晶が不十分となるため偏析低減効果が得られない。一方、圧下率の上限は特に限定されないが、圧延機保護のため 40%以下とすることが好ましい。通常、鋼中の炭素濃度が高くなると、液相線温度と固相線温度間の温度範囲が広がるため、偏析の進行する固相、液相共存状態での滞留時間が長くなり合金元素や不純物元素の中心偏析は増加する。しかしながら、上記軽圧下と熱間圧延を組み合わせることで耐摩耗鋼のように炭素濃度が高い場合においても耐遅れ破壊性が良好となるまで中心偏析を低減することが可能となる。

[0060] また、圧延工程において鋼板に導入される歪みは板厚方向に対して均一ではなく、下式で示される圧延形状比 (l_d / h_m) によって板厚方向の分布が決まる。

$$l_d / h_m = \{ R (h_i - h_0) \}^{1/2} / \{ (h_i + 2 h_0) / 3 \}$$

ここで、各記号はそれぞれ各圧延パス時の l_d : 投影接触弧長、 h_m : 平均板厚、 R : ロール半径、 h_i : 入側板厚、 h_0 : 出側板厚、である。中心偏析の存在する板厚中心部に圧延によるひずみを加えるには、圧延形状比 (l_d / h_m) を 0.7 以上とする必要がある。圧延形状比が 0.7 未満であると、圧延時に鋼板表層に加わる歪みが増加し、鋼板の板厚中心部に導入される歪みが減少することで、組織の再結晶が不十分となるため、必要な偏析低減効果が得られない。そのため、圧延形状比を 0.7 以上とする。なお、圧延形状比を大きくするには、ロール半径を大きくする、あるいは圧下量を大きくすればよい。一方、圧延形状比の上限は特に限定されないが、圧延機保護のため 3.5 以下とすることが好ましい。

[0061] 再加熱焼入れ温度 : $A_{c3} \sim 1050^\circ\text{C}$

再加熱焼入れを行う場合、上記 (4-1) 再加熱工程における加熱温度 (

再加熱焼入れ温度)が A_{c3} 点より低いと、熱間圧延後の組織が未変態のままが残存するため所定のマルテンサイト主体組織が得られなくなり、硬度が低下することで耐摩耗性が低下する。一方、加熱温度が 1050°C よりも高いと、加熱中にオーステナイト粒が粗大化するため、焼入れ後の旧オーステナイト粒径が $80\mu\text{m}$ よりも大きくなってしまう。そのため、再加熱焼入れ温度は $A_{c3}\sim 1050^{\circ}\text{C}$ とする。

[0062] 直接焼入れ温度： A_{c3} 以上

直接焼入れを行う場合、上記(4)の直接焼入れ工程における焼入れ温度(直接焼入れ温度)が A_{c3} 点より低いと、マルテンサイト以外の組織の割合が増え、所定のマルテンサイト主体組織が得られなくなり、硬度が低下することで耐摩耗性が低下する。そのため、直接焼入れ温度を A_{c3} 以上とする。一方、直接焼入れ温度の上限は特に限定されないが、熱間圧延時の加熱温度の上限が 1300°C のため 1300°C 以下である。なお、ここで「直接焼入れ温度」とは焼入れ開始時における鋼板の表面温度とする。前記直接焼入れ温度は、焼入れの直前に放射温度計を用いて測定することができる。

[0063] $650\sim 300^{\circ}\text{C}$ の間での平均冷却速度： $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

再加熱焼入れ、直接焼入れのいずれの場合においても、焼入れ工程における $650\sim 300^{\circ}\text{C}$ の間での平均冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満であると、焼入れ後の鋼板の組織にフェライトやパーライト組織が混在するため、基地組織の硬度が低下し、その結果、耐摩耗性が低下する。そのため、焼入れ工程における $650\sim 300^{\circ}\text{C}$ の間での平均冷却速度を $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。一方、前記平均冷却速度の上限は特に限定されないが、一般的な設備では、前記平均冷却速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると、鋼板の長手方向および板幅方向での組織のバラツキが著しく大きくなるため、前記平均冷却速度を $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0064] 前記焼入れ工程における冷却停止温度は特に限定されないが、冷却停止温度が 300°C よりも高いと、マルテンサイト組織率が低下し、鋼板の硬度が低下する場合があるため、 300°C 以下とすることが好ましい。一方、冷却

停止温度の下限は特に限定されないが、不必要に冷却をし続けると製造効率が低下するため冷却停止温度を50℃以上とすることが好ましい。

[0065] さらに、再加熱焼入れ、直接焼入れのいずれの場合においても、焼入れ工程の後に、

(5) 焼入れされた熱延鋼板を、100～300℃の温度まで焼戻す工程を設けることもできる。

[0066] 焼戻し温度：100～300℃

前記焼戻し工程における焼戻し温度を100℃以上とすることにより、鋼板の靱性と加工性を向上させることができる。一方、焼戻し温度が300℃より高いと、マルテンサイト組織の軟化が著しく起こり、その結果、耐摩耗性の低下が起きる。そのため、焼戻し温度を100～300℃とする。

[0067] 前記焼戻し温度まで加熱した後は、鋼板を空冷することができる。なお、前記焼戻し工程における均熱保持時間は特に限定されないが、焼戻しの効果を高めるという観点からは、1分以上とすることが好ましい。一方、長時間の保持は硬度低下に繋がるため、均熱保持時間は3時間以内とすることが好ましい。

実施例

[0068] 次に、実施例に基づいて本発明をさらに具体的に説明する。以下の実施例は、本発明の好適な一例を示すものであり、本発明は、該実施例によって何ら限定されるものではない。

[0069] まず、連続鋳造法により、表1に示す成分組成のスラブを製造した。一部のスラブの製造時には、板厚中心部の偏析を低減するために、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、圧下勾配が0.4mm/m以上の軽圧下を行った。前記軽圧下の条件を表2に示す。なお、表2に示したAc₃温度は下式より求めた値である。

$$Ac_3\text{ (}^\circ\text{C)} = 937 - 5722.765 \left(\frac{[C]}{12.01} - \frac{[Ti]}{47.87} \right) + 56[S i] - 19.7[Mn] - 16.3[Cu] - 26.6[N i] - 4.9[Cr] + 38.1[Mo] + 124.8[V] - 136.3[Ti] - 1$$

9[Nb]+3315[B]

ここで、[M]は元素Mの含有量（質量％）であり、元素Mが添加されていない場合には、[M]＝0とする。

[0070] 次に、得られたスラブに対して、加熱、熱間圧延、直接焼入れあるいは再加熱焼入れの各処理を順次施して鋼板を得た。さらに、一部の鋼板については、焼入れ後に焼戻しのための再加熱を行った。各工程における処理条件は、表2に示した通りである。なお、焼入れにおける冷却は、板を通板しながら鋼板の表裏面より高流量の水を噴射して行った。焼入れ時の冷却速度は伝熱計算により求めた650～300℃の間での平均冷却速度であり冷却は300℃以下まで行った。

[0071] 得られた鋼板のそれぞれについて、以下に記す方法で、板厚中心偏析部におけるMnおよびPの含有量、マルテンサイトの体積率、および旧オーステナイト粒径を測定した。測定結果を表3に示す。

[0072] [板厚中心偏析部におけるMnおよびPの含有量]

測定用サンプルを作成するために、得られた鋼板の、板幅方向、板厚方向の両方における中央部分を、板幅方向における幅が500mm、板厚方向における厚さが3mmの直方体形状となるように切り出した。切り出された鋼を、さらに板幅方向に20等分となるように切断し、板幅方向における幅が25mmの測定用サンプル20個を得た。前記測定用サンプルの圧延方向と直角な面（板幅方向における幅25mm×板厚方向における厚さ3mm）を鏡面研磨した後、直ちに前記鏡面研磨された面を測定面として、電子線マイクロアナライザー（EPMA）による定量分析を行った。

[0073] EPMAによる測定の条件は以下の通りとした。下記測定範囲における（0.04[Mn]+[P]）の最大値を、本発明における（0.04[Mn]+[P]）の値とした。

（EPMA測定条件）

加速電圧：20kV、

照射電流：0.5μA、

積算時間：0.15秒、

ビーム径：15 μm 、

測定範囲：高さ3mm×幅25mm×20サンプル、

[0074] [マルテンサイトの体積率]

鋼板の耐摩耗性は、主に表層部分の硬度によって決まる。そのため、表面から1mmの深さの位置が観察位置となるよう、上述のようにして得られた各鋼板の幅方向中央からサンプルを採取した。前記サンプルの表面を鏡面研磨し、さらにナイトール腐食した後、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて10mm×10mmの範囲を撮影した。撮影された像を画像解析装置を用いて解析することによってマルテンサイトの面積分率を求め、その値を本発明におけるマルテンサイトの体積率とした。

[0075] [旧オーステナイト粒径]

旧オーステナイト粒径を測定するためのサンプルは、鋼板の幅方向中央、ガス切断割れの起点となる中心偏析が存在する板厚中心部から採取した。得られたサンプルの表面を鏡面研磨し、さらにピクリン酸で腐食した後、光学顕微鏡を用いて10mm×10mmの範囲を撮影した。撮影された像を画像解析装置を用いて解析することにより旧オーステナイト粒径を求めた。なお、前記旧オーステナイト粒径は、円相当直径として算出した。

[0076] さらに、得られた鋼板のそれぞれについて、以下に記す方法で、硬度と耐遅れ破壊特性を評価した。評価結果は、表3に示した通りである。

[0077] [硬度（ブリネル硬さ）]

耐摩耗性の指標として、鋼板の表層部における硬度を測定した。測定に用いた試験片は、鋼板の表面から1mmの深さの位置が観察位置となるよう、上述のようにして得られた各鋼板から採取した。前記試験片の表面を鏡面研磨した後、JIS Z2243（2008）に準拠してブリネル硬さを測定した。測定には直径10mmのタングステン硬球を使用し、荷重は3000Kgfとした。

[0078] [耐遅れ破壊特性]

マルテンサイトを主体とする組織が約400℃に昇温されると、旧オーステナイト粒界近傍に存在するP原子が旧オーステナイト粒界に拡散することで粒界が脆化する焼戻し脆化が生じる。鋼板の中心偏析部には他の部分に比べて高濃度のPが存在するため、前記焼戻し脆化は中心偏析部において最も顕著となる。鋼板をガス切断する場合、切断面近傍では、この焼戻し脆化領域が不可避免的に生じ、さらにガス切断に用いたガス中に含まれる水素がガス切断面から侵入していくことで、水素脆化も生じる。ガス切断後の遅れ破壊は、これらの焼戻し脆化と水素脆化により著しく脆化した旧オーステナイト粒界割れを起点として発生する。

[0079] したがって、焼戻し脆化と水素脆化後の耐遅れ破壊特性を評価するために、以下の手順で試験を行った。まず、鋼板を400℃に昇温後空冷し焼戻し脆化処理を与えた後、板幅中央の板厚中心部から試験片長さが板幅方向と平行になるように、平行部の径が5mm、平行部長さ30mmとしたJIS 14A号丸棒引張試験片(JIS Z 2241 (2014))を採取した。さらに、丸棒引張試験片を25℃の10%チオシアン酸アンモニウム水溶液に72時間浸漬させて、水素を引張試験片に吸収させた。その後、引張試験片からの水素の放散を防ぐために、 $ZnCl_2$ 、 NH_4Cl からなるめっき浴にて、引張試験片表面に10～15μm厚さの亜鉛めっきを施した。得られた引張試験片を用いて、ひずみ速度 1.1×10^{-5} /秒にて引張試験を行い、破断後の絞り率をJIS Z 2241 (2014)に準拠して測定した。なお、引張試験は各5回ずつ行い、その絞りの平均値を評価に用いた。また、前記引張試験片と同条件で水素吸収を行ったサンプルを用い、昇温式水素分析装置にて400℃まで昇温を行った際の総水素放出量は0.8～1.1ppmであった。

[0080]

[表1]

表1

鋼種	成分組成(質量%) *																	備考	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Cu	Ni	Nb	Mo	Ti	B	W	V	Ca		Mg
A	0.12	0.3	0.82	0.023	0.0056	0.51	0.012	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0.18	0.5	1.35	0.016	0.0026	0.35	0.024	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C	0.23	0.8	0.39	0.008	0.0009	1.30	0.040	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	0.21	0.4	2.61	0.012	0.0015	1.71	0.031	0.0036	-	-	0.022	-	0.023	0.0033	-	-	-	-	-
E	0.14	0.2	1.84	0.004	0.0006	0.85	0.051	0.0019	-	-	-	0.4	-	0.0016	-	-	0.0031	-	-
F	0.20	0.6	2.08	0.011	0.0007	1.12	0.035	0.0037	-	2.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G	0.18	0.2	1.50	0.003	0.0011	1.46	0.060	0.0036	-	-	-	-	-	-	0.4	-	-	-	-
H	0.17	0.2	0.90	0.019	0.0031	0.47	0.056	0.0028	-	-	0.025	-	-	-	-	-	-	-	-
I	0.15	0.1	1.85	0.012	0.0036	0.88	0.042	0.0016	-	-	-	-	0.031	-	-	-	-	-	-
J	0.22	0.4	1.99	0.012	0.0017	0.69	0.050	0.0028	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0085
K	0.22	0.4	2.84	0.017	0.0018	0.76	0.039	0.0028	-	-	-	-	-	0.0025	-	-	-	-	-
L	0.19	0.5	1.40	0.015	0.0020	0.90	0.027	0.0022	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
M	0.14	0.7	1.38	0.012	0.0015	0.48	0.018	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	0.13	-	-	-
N	0.19	0.3	1.62	0.014	0.0030	0.84	0.036	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0025	-	-
O	0.16	0.3	1.63	0.002	0.0005	0.75	0.019	0.0045	-	-	-	0.5	-	-	-	-	-	-	-
P	0.17	0.2	1.37	0.009	0.0026	0.59	0.034	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0023	-
Q	0.08	0.3	1.72	0.015	0.0022	0.78	0.036	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
R	0.15	0.2	1.30	0.024	0.0040	0.92	0.041	0.0049	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
S	0.21	0.6	2.01	0.021	0.0008	1.21	0.013	0.0027	-	0.3	-	-	-	-	-	-	-	-	-
T	0.19	0.3	1.42	0.028	0.0014	1.05	0.028	0.0033	-	-	-	0.4	-	-	-	-	-	-	-

* 残部はFeおよび不可避不純物である。
下線は発明の範囲外であることを示す。

[0081] [表2]

表2

No.	鋼種	連続鑄造	加熱	熱間圧延		焼入れ				焼戻し	備考
		軽圧下回数 ^{*1}	加熱温度(°C)	最終板厚(mm)	強圧下回数 ^{*2}	再加熱焼入れ温度(°C)	直接焼入れ温度(°C)	A _{c3} (°C)	冷却速度 ^{*3} (°C/sec)	焼戻し温度(°C)	
1	A	4	1050	28	5	930	—	878	45	—	本発明例
2	B	6	1100	16	7	880	—	851	85	—	本発明例
3	C	3	1200	20	3	890	—	858	71	—	本発明例
4	D	3	1170	60	4	840	—	810	10	200	本発明例
5	E	4	1120	85	3	1010	—	862	5	—	本発明例
6	F	2	1070	40	5	840	—	770	26	250	本発明例
7	G	4	1030	32	4	860	—	826	35	—	本発明例
8	H	3	1080	51	3	880	—	847	16	150	本発明例
9	I	5	1100	28	3	880	—	830	55	—	本発明例
10	J	4	1130	76	3	860	—	812	8	—	本発明例
11	K	3	1150	36	3	860	—	803	29	270	本発明例
12	L	6	1180	48	5	870	—	836	18	—	本発明例
13	M	4	1050	30	3	930	—	896	46	—	本発明例
14	N	3	1090	60	3	850	—	827	11	200	本発明例
15	O	2	1080	30	3	900	—	861	42	—	本発明例
16	P	3	1120	47	3	860	—	837	18	—	本発明例
17	Q	4	1070	26	3	910	—	878	50	—	比較例
18	R	0	1050	39	3	870	—	847	26	200	比較例
19	S	2	1130	32	1	850	—	817	37	—	比較例
20	T	2	1030	46	3	880	—	845	17	—	比較例
21	B	6	1100	40	3	820	—	851	25	—	比較例
22	A	4	1070	60	4	1070	—	878	11	—	比較例
23	C	3	1180	63	5	900	—	858	0.1	150	比較例
24	D	3	1150	32	3	870	—	810	36	350	比較例
25	E	4	1150	25	5	—	886	862	49	—	本発明例
26	G	4	1060	60	3	—	849	826	9	170	本発明例
27	H	3	1180	16	6	—	857	847	85	150	本発明例
28	A	4	1100	45	7	—	916	878	20	—	本発明例
29	K	2	1130	50	0	—	904	803	12	—	比較例
30	A	0	1080	70	3	—	921	878	8	—	比較例
31	B	6	1200	45	4	—	880	851	0.2	—	比較例
32	M	4	1030	32	4	—	805	896	35	—	比較例
33	I	5	1120	25	3	—	869	830	47	370	比較例

*1 スラブの最終凝固位置より上流側で、圧下勾配が0.4mm/m以上の軽圧下を行った回数。

*2 板厚中心部の温度950°C以上において圧延形状比が0.7以上かつ圧下率が7%以上の圧下を行った回数。

*3 650~300°Cの間での平均冷却速度。

下線は発明の範囲外であることを示す。

[0082]

[表3]

表3

No.	成分組成	中心偏析	組織		評価		備考
	鋼種	0.04[Mn]+[P]	マルテンサイト 体積率(%)	旧オーステナイト粒径 (μm)	ブリネル硬さ (HBW 10/3000)	絞り* (%)	
1	A	0.46	99	24	372	14	本発明例
2	B	0.32	100	19	438	20	本発明例
3	C	0.17	100	20	474	24	本発明例
4	D	0.39	99	14	438	16	本発明例
5	E	0.20	98	20	398	26	本発明例
6	F	0.35	99	15	422	15	本発明例
7	G	0.14	100	18	436	23	本発明例
8	H	0.40	98	19	420	14	本発明例
9	I	0.33	100	15	385	18	本発明例
10	J	0.35	97	17	465	15	本発明例
11	K	0.50	98	18	428	11	本発明例
12	L	0.34	98	17	466	17	本発明例
13	M	0.31	97	21	382	19	本発明例
14	N	0.36	97	18	416	16	本発明例
15	O	0.16	99	22	405	28	本発明例
16	P	0.26	98	17	417	20	本発明例
17	Q	0.39	95	22	<u>292</u>	26	比較例
18	R	<u>0.61</u>	99	18	386	3	比較例
19	S	<u>0.56</u>	100	16	440	5	比較例
20	T	<u>0.60</u>	98	18	428	3	比較例
21	B	0.36	<u>74</u>	15	<u>298</u>	28	比較例
22	A	0.49	99	<u>89</u>	375	6	比較例
23	C	0.15	<u>0</u>	—	<u>184</u>	32	比較例
24	D	0.42	98	18	<u>334</u>	17	比較例
25	E	0.19	97	36	392	17	本発明例
26	G	0.17	100	62	418	18	本発明例
27	H	0.36	99	28	406	18	本発明例
28	A	0.44	99	49	380	14	本発明例
29	K	<u>0.57</u>	98	53	436	4	比較例
30	A	<u>0.58</u>	99	73	369	4	比較例
31	B	0.36	<u>0</u>	—	<u>143</u>	25	比較例
32	M	0.29	<u>83</u>	39	<u>330</u>	17	比較例
33	I	0.36	98	39	<u>286</u>	18	比較例

* 焼戻し脆化処理と、続く水素脆化処理を受けた後の、引張試験における絞り。

下線は発明の範囲外であることを示す。

[0083] 表3に示した結果から分かるように、本発明の条件を満たす耐摩耗鋼板は、ブリネル硬さ360 HBW 10/3000以上の優れた硬度と、焼戻し脆化と水素脆化処理を受けた後の引張試験時における絞りが10%以上という優れた延性、すなわち耐遅れ破壊特性とを兼ね備えていた。なお、前記

絞りは高いほど好ましいため、その上限は特に限定されないが、通常は50%以下である。これに対して、本発明の条件を満たさない比較例の鋼板は、硬度および耐遅れ破壊特性の少なくとも一方が劣位であった。

[0084] 例えば、C含有量が低いN o. 17の鋼板では、マルテンサイト基地中の固溶C量が少なくなるため硬度が劣っている。N o. 18、30の鋼板は、連続鋳造における軽圧下条件が不適であるため、粒界脆化元素であるMn、Pの中心偏析の度合いが大きく、耐遅れ破壊特性が劣っている。N o. 19、29の鋼板は、熱間圧延時の強圧下が不足しているため、粒界脆化元素であるMn、Pの中心偏析の度合いが大きく、耐遅れ破壊特性が劣っている。P含有量が高いN o. 20の鋼板では、中心偏析部におけるP濃度が高くなる結果、耐遅れ破壊特性が劣っている。N o. 21の鋼板は、再加熱焼入れ温度が A_{c3} よりも低いため、マルテンサイト体積率が低くなり、その結果、硬度が劣っている。N o. 22の鋼板は、再加熱焼入れ温度が高いため、旧オーステナイト粒径が大きくなり、その結果、耐遅れ破壊特性が劣っている。N o. 23の鋼板は、再加熱焼入れ時の冷却速度が低いため、マルテンサイト変態が生じず、その結果、硬度が劣っている。N o. 24、33の鋼板は、焼戻し温度が高いため、軟化が起こり、その結果、硬度が劣っている。N o. 31の鋼板は、直接焼入れ時の冷却速度が低いため、マルテンサイト変態が生じず、その結果、硬度が劣っている。N o. 32の鋼板は、直接焼入れ温度が A_{c3} よりも低いため、マルテンサイト体積率が低くなり、その結果、硬度が劣っている。

符号の説明

- [0085]
- 1 連続鋳造機
 - 2 タンディッシュ
 - 3 溶鋼
 - 4 鋳型
 - 5 ロール
 - 6 未凝固層

7 スラブ（凝固済領域）

8 最終凝固位置

9 圧延ロール

請求の範囲

[請求項1]

耐摩耗鋼板であって、

質量%で、

C : 0.10~0.23%、

Si : 0.01~1.0%、

Mn : 0.30~3.00%、

P : 0.025%以下、

S : 0.02%以下、

Cr : 0.01~2.00%、

Al : 0.001~0.100%、および

N : 0.01%以下を含み、

残部Fe及び不可避不純物からなる成分組成を有し、

前記耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さにおけるマルテンサイトの体積率が90%以上であり、前記耐摩耗鋼板の板厚中心部における旧オーステナイト粒径が80μm以下である組織を有し、

前記耐摩耗鋼板の表面から1mmの深さにおける硬度が、ブリネル硬さで360~490 HBW 10/3000であり、

板厚中心偏析部における、Mnの濃度[Mn]（質量%）とPの濃度[P]（質量%）とが、下記（1）式を満足する、耐摩耗鋼板。

記

$$0.04 [Mn] + [P] < 0.55 \quad \dots \quad (1)$$

[請求項2]

前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cu : 0.01~2.0%、

Ni : 0.01~5.0%、

Mo : 0.01~3.0%、

Nb : 0.001~0.100%、

Ti : 0.001~0.050%、

B : 0.0001~0.0100%、

V : 0.001~1.00%、
W : 0.01~1.50%、
Ca : 0.0001~0.0200%、
Mg : 0.0001~0.0200%、および
REM : 0.0005~0.0500%

からなる群より選択される1または2以上を含む、請求項1に記載の耐摩耗鋼板。

[請求項3] 焼戻し脆化処理と、続く水素脆化処理を受けた後の、引張試験における絞りが10%以上である、請求項1または2に記載の耐摩耗鋼板。

[請求項4] 溶鋼を連続鋳造してスラブとし、
前記スラブを1000℃~1300℃に加熱し、
前記加熱されたスラブを、板厚中心部の温度が950℃以上において圧延形状比が0.7以上かつ圧下率が7%以上の圧下を3回以上行う熱間圧延を施して熱延鋼板とし、
前記熱延鋼板を再加熱焼入れ温度まで再加熱し、
前記再加熱された熱延鋼板を焼入れする、耐摩耗鋼板の製造方法であって、
前記スラブが請求項1または2に記載の成分組成を有し、
前記連続鋳造において、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、圧下勾配が0.4mm/m以上の軽圧下が2回以上行われ、
前記再加熱焼入れ温度が A_{c3} ~1050℃であり、
前記焼入れにおける650~300℃の間での平均冷却速度が1℃/s以上である、請求項1~3のいずれか一項に記載の耐摩耗鋼板の製造方法。

[請求項5] 請求項4に記載の耐摩耗鋼板の製造方法において、
さらに、前記焼入れされた熱延鋼板を、100~300℃の焼戻し温度で焼戻す、耐摩耗鋼板の製造方法。

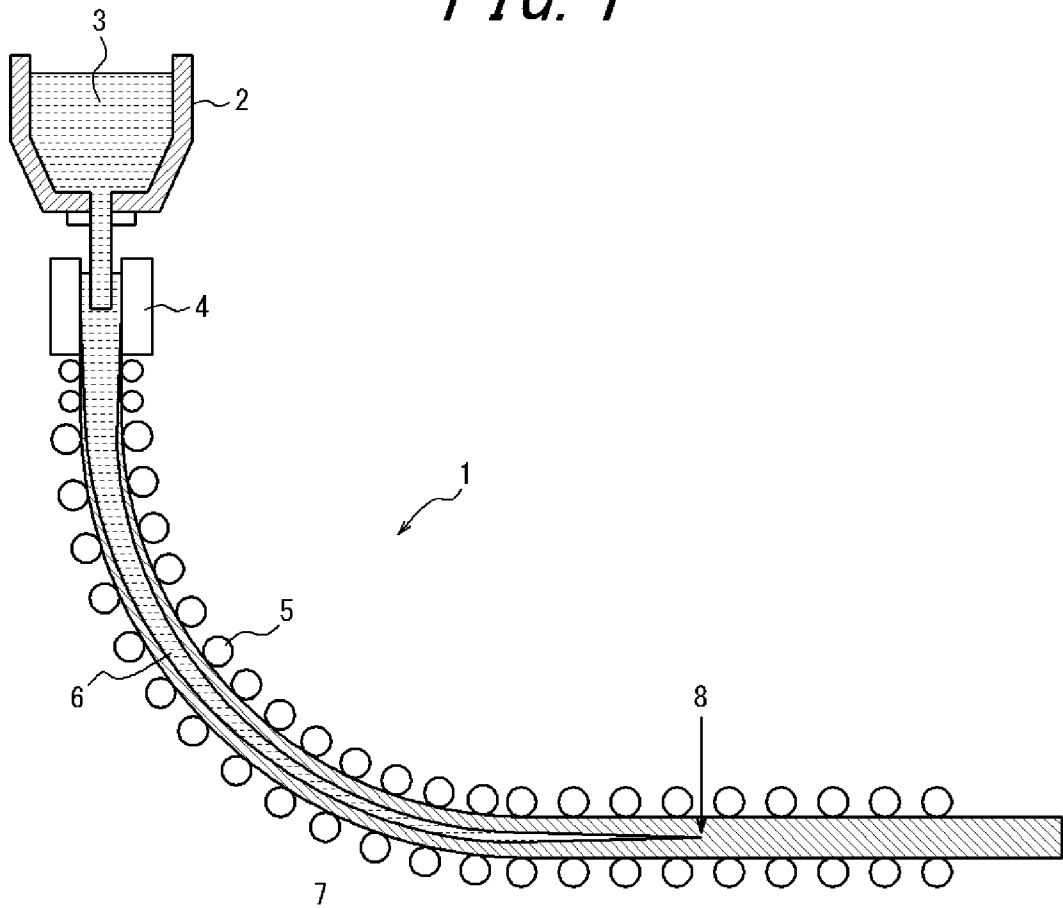
[請求項6]

溶鋼を連続鋳造してスラブとし、
前記スラブを $1000^{\circ}\text{C}\sim 1300^{\circ}\text{C}$ に加熱し、
前記加熱されたスラブを、板厚中心部の温度が 950°C 以上において圧延形状比が 0.7 以上かつ圧下率が 7% 以上の圧下を3回以上行う熱間圧延を施して熱延鋼板とし、
前記熱延鋼板を直接焼入れする耐摩耗鋼板の製造方法であって、
前記スラブが請求項1または2に記載の成分組成を有し、
前記連続鋳造において、スラブの最終凝固位置よりも上流側で、
圧下勾配が 0.4 mm/m 以上の軽圧下が2回以上行われ、
前記直接焼入れにおける直接焼入れ温度が A_{c_3} 以上であり、
前記直接焼入れにおける $650\sim 300^{\circ}\text{C}$ の間での平均冷却速度が 1°C/s 以上である、請求項1～3のいずれか一項に記載の耐摩耗鋼板の製造方法。

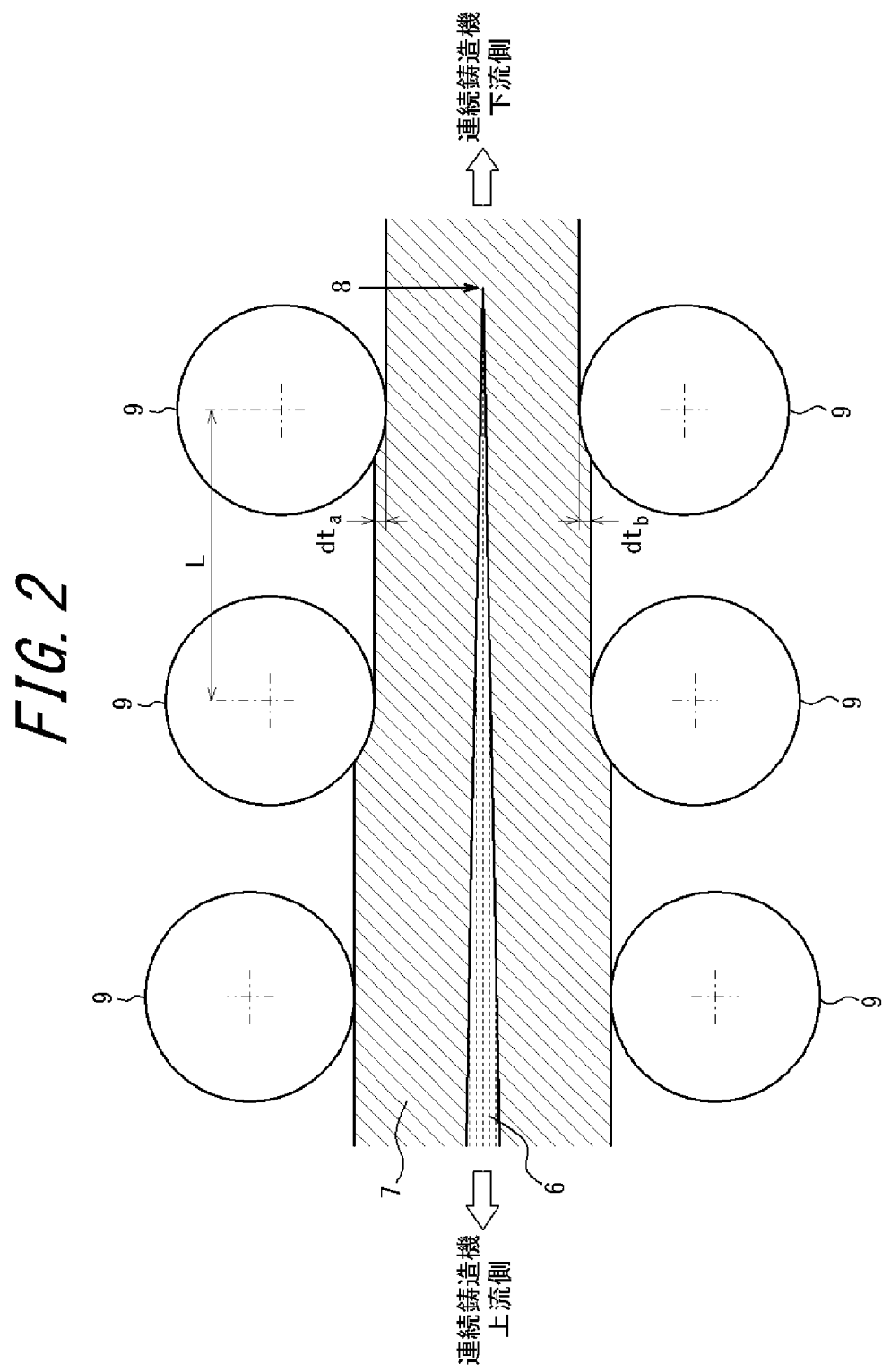
[請求項7]

請求項6に記載の耐摩耗鋼板の製造方法であって、
さらに、前記焼入れされた熱延鋼板を、 $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ の焼戻し温度で焼戻す、耐摩耗鋼板の製造方法。

[図1]

FIG. 1

[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/002100

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, B22D11/128(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, B21B1/26, B22D11/00, B22D11/128, 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 1996-2016

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2016 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2016

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	WO 2014/045553 A1 (JFE Steel Corp.), 27 March 2014 (27.03.2014), & US 2015/0225822 A1 & EP 2873747 A1 & CN 104662193 A & MX 2015003378 A	1-7
A	JP 2007-92155 A (JFE Steel Corp.), 12 April 2007 (12.04.2007), (Family: none)	1-7
A	JP 5-51691 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 02 March 1993 (02.03.1993), (Family: none)	1-3, 6-7
A	JP 1-255622 A (Kobe Steel, Ltd.), 12 October 1989 (12.10.1989), (Family: none)	1-3, 6



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

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

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

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

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

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

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

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

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

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
13 July 2016 (13.07.16)

Date of mailing of the international search report
26 July 2016 (26.07.16)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/002100

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-506526 A (Industeel Creusot), 23 February 2006 (23.02.2006), & US 2006/0144483 A1 & WO 2004/048618 A1 & DE 60319567 T2 & FR 2847271 A1 & CA 2506347 A1 & CN 1714161 A & KR 10-1010593 B1	1-7
A	JP 2008-18439 A (Kobe Steel, Ltd.), 31 January 2008 (31.01.2008), (Family: none)	4, 6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, B22D11/128(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/38(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. C22C38/00-38/60, B21B1/26, B22D11/00, B22D11/128, 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	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016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	WO 2014/045553 A1（J F E スチール株式会社）2014.03.27 & US 2015/0225822 A1 & EP 2873747 A1 & CN 104662193 A & MX 2015003378 A	1-7
A	JP 2007-92155 A（J F E スチール株式会社）2007.04.12 （ファミリーなし）	1-7
A	JP 5-51691 A（住友金属工業株式会社）1993.03.02 （ファミリーなし）	1-3, 6-7

☒ 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

「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

13.07.2016

国際調査報告の発送日

26.07.2016

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

相澤 啓祐

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

4037

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 1-255622 A (株式会社神戸製鋼所) 1989. 10. 12 (ファミリーなし)	1-3, 6
A	JP 2006-506526 A (アンドユストウエル・クルゾ) 2006. 02. 23 & US 2006/0144483 A1 & WO 2004/048618 A1 & DE 60319567 T2 & FR 2847271 A1 & CA 2506347 A1 & CN 1714161 A & KR 10-1010593 B1	1-7
A	JP 2008-18439 A (株式会社神戸製鋼所) 2008. 01. 31 (ファミリーなし)	4, 6