(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
2018年11月1日(01.11.2018)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2018/199145 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01)　*C22C 38/38* (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)　*C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2018/016764

(22) 国際出願日：　2018年4月25日(25.04.2018)

(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 2017-087702　2017年4月26日(26.04.2017)　JP

(71) 出願人：ＪＦＥ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：荒尾 亮(**ARAO Ryo**)；〒1000011 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). 泉 大地(**IZUMI Daichi**)；〒1000011 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). 植田 圭治(**UEDA Keiji**)；〒1000011 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). 長谷 和邦(**HASE Kazukuni**)；〒1000011 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：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３６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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, 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,

(54) **Title:** HIGH-Mn STEEL AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称： 高Ｍｎ鋼およびその製造方法

(57) **Abstract:** The present invention proposes a method for imparting better ductility to high-Mn steel that has superior cryogenic toughness in both a welding heat-affected part and a matrix after being welded. This high-Mn steel has a component composition comprising, in mass%, 0.30-0.90% of C, 0.05-1.0% of Si, 15-30% of Mn, not more than 0.030% of P, not more than 0.0070% of S, 0.01-0.07% of Al, 0.5-7.0% of Cr, 0.0050-0.0500% of N, not more than 0.0050% of O, the respective contained amounts of Ti and Nb being at suppressed levels of less than 0.005%, with the remaining portion being Fe and unavoidable impurities, wherein the high-Mn steel has a microstructure including austenite as a matrix phase, the area fraction of non-metal inclusion in the microstructure is less than 5.0%, and the high-Mn steel has a yield strength of at least 400 MPa and an absorption energy (vE_{-196}) of at least 100 J.

(57) 要約：溶接後の母材および溶接熱影響部の低温靭性に優れた高Ｍｎ鋼において、さらに優れた延性を与えるための方途について提案する。質量％で、Ｃ：０．３０～０．９０％、Ｓｉ：０．０５～１．０％、Ｍｎ：１５～３０％、Ｐ：０．０３０％以下、Ｓ：０．００７０％以下、Ａｌ：０．０１～０．０７％、Ｃｒ：０．５～７．０％、Ｎ：０．００５０～０．０５００％、Ｏ：０．００５０％以下を含有し、ＴｉおよびＮｂの含有量を各々０．００５％未満に抑制し、残部がＦｅおよび不可避的不純物の成分組成を有し、かつオーステナイトを基地相とするミクロ組織を有し、該ミクロ組織における非金属介在物の面積分率が５．０％未満であり、降伏強度が４００ＭＰａ以上であり、かつ吸収エネルギー（vE_{-196}）が１００Ｊ以上であるものとする。

WO 2018/199145 A1

［続葉有］

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)）

明　細　書

発明の名称 ： 高Ｍｎ鋼およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、例えば液化ガス貯槽用タンク等の、極低温環境で使用される構造用鋼に供して好適な、特に低温での靭性に優れた高Ｍｎ鋼およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 液化ガス貯槽用構造物に熱間圧延鋼板を用いるには、使用環境が極低温となるため、鋼板は高強度であることに加えて、極低温での靭性に優れることも要求される。例えば、液化天然ガスの貯槽に熱間圧延鋼板を使用する場合は、液化天然ガスの沸点：－１６４℃以下で優れた靭性が確保されている必要がある。鋼材の低温靭性が劣ると、極低温貯槽用構造物としての安全性を維持できなくなる可能性があるため、適用される鋼材に対する低温靭性の向上に対する要求は強い。

[0003] この要求に対して、従来、極低温で脆性を示さないオーステナイトを鋼板の組織とするオーステナイト系ステンレス鋼や９％Ｎｉ鋼、もしくは５０００系アルミニウム合金が使用されてきた。しかしながら、合金コストや製造コストが高いことから、安価で極低温靭性に優れる鋼材に対する要望がある。

[0004] そこで、従来の極低温用鋼に代わる新たな鋼材として、比較的安価なオーステナイト安定化元素であるＭｎを多量に添加した高Ｍｎ鋼を極低温環境の構造用鋼として使用することが、例えば特許文献１に提案されている。

[0005] 特許文献１には、オーステナイト粒径を適切なサイズに制御して結晶粒界に生成する炭化物が破壊の起点や亀裂の伝播の経路となることを回避する技術が提案されている。この技術によって、溶接後の母材および溶接熱影響部の低温靭性に優れた高Ｍｎ鋼の提供が可能である。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２０１６－１９６７０３号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] ところで、上記した液化ガス貯槽用構造物などの使途では、低温靭性に加えて延性を確保することが重要になる。すなわち、かような構造物を製作する際には、使用する鋼材は高い加工性を備える必要があり、この種の使途では優れた延性が必要になるが、この延性について特許文献１に記載の技術では何も検証されていない。また、特許文献１に記載の高Ｍｎ鋼材は、厚みが１５～５０ｍｍ程度であるが、例えばロンジ材などの使途では１５ｍｍ未満特には１０ｍｍ以下の厚みが要求される。かような薄板を製造する際、特許文献１の［００４０］に例示された、熱間圧延を９５０℃以上で終了した後加速冷却を行う手法では、得られる鋼板に反りや歪が発生し易く、形状矯正などの余分な工程が必要になり生産性が阻害される。

[0008] そこで、本発明は、母材および溶接熱影響部の低温靭性に優れた高Ｍｎ鋼において、さらに優れた延性を与えるための方途について提案することを目的とする。さらに、本発明は、かような高Ｍｎ鋼の薄板を反りや歪の発生なしに製造し得る方途について提案することを目的とする。ここで、前記「低温靭性に優れた」とは、－１９６℃におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーｖＥ$_{-196℃}$が１００Ｊ以上であることをいう。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者らは、上記課題を達成するため、高Ｍｎ鋼を対象に、鋼板の成分組成、製造方法を決定する各種要因に関して鋭意研究を行い、以下のａ～ｃの知見を得た。

ａ．高Ｍｎオーステナイト鋼では極低温においても脆性破壊が起こらず、その破壊は粒界から発生する。このことから高Ｍｎ鋼の低温靭性向上には結晶粒の粗大化により破壊の起点および伝播経路となる粒界の低減が有効である

。

ｂ．また、非金属介在物が破壊の起点や亀裂伝播の経路となって低温靭性および延性に悪影響を与えることを新たに見出した。そこで、高Ｍｎ鋼に添加するＣｒ量を適正に制御すると共に、不可避混入するＴｉおよびＮｂの量を抑制することにより、破壊の起点となる結晶粒界の増加および非金属介在物の過度な生成を回避する。

ｃ．一方で、単純に結晶粒径を粗大化させると降伏強度が低下する。また、板厚が１５㎜未満の薄物を製造する場合には得られた鋼板に反りや歪が残り易い。そのため、構造用鋼としての降伏強度を十分に確保し、また鋼板に反りや歪を残さないためには、鋼板製造時の熱間圧延条件を適正に制御する必要がある。

[0010] 本発明は、以上の知見にさらに検討を加えてなされたものであり、その要旨は次のとおりである。

１．質量％で、

Ｃ：０．３０％以上０．９０％以下、

Ｓｉ：０．０５％以上１．０％以下、

Ｍｎ：１５％以上３０％以下、

Ｐ：０．０３０％以下、

Ｓ：０．００７０％以下、

Ａｌ：０．０１％以上０．０７％以下、

Ｃｒ：０．５％以上７．０％以下、

Ｎ：０．００５０％以上０．０５００％以下、

Ｏ：０．００５０％以下

を含有し、ＴｉおよびＮｂの含有量を各々０．００５％未満に抑制し、残部がＦｅおよび不可避的不純物の成分組成を有し、かつ

オーステナイトを基地相とするミクロ組織を有し、該ミクロ組織における非金属介在物の面積分率が５．０％未満であり、降伏強度が４００ＭＰａ以上であり、かつ吸収エネルギー（ｖＥ$_{-196}$）が１００Ｊ以上である高Ｍｎ鋼

。

ここで、前記非金属介在物とは、ＪＩＳ　Ｇ０２０２の組織試験における非金属介在物であって、具体的には同規格に記載されたＡ系介在物、Ｂ系介在物およびＣ系介在物を意味する。

[0011] ２．前記成分組成は、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｍｏ：２．０％以下、

Ｖ：２．０％以下、

Ｗ：２．０％以下、

Ｃａ：０．０００５％以上０．００５０％以下、

Ｍｇ：０．０００５％以上０．００５０％以下および

ＲＥＭ：０．００１０％以上０．０２００％以下

のうちから選ばれる１種または２種以上を含有する前記１に記載の高Ｍｎ鋼

。

３．前記１または２に記載の成分組成を有する鋼素材を１１００℃以上１３００℃以下の温度域に加熱し、仕上圧延終了温度が８００℃以上９５０℃未満の熱間圧延を行い、その後、（仕上圧延終了温度－１００℃）以上の温度から３００℃以上６５０℃以下の温度域までの平均冷却速度が１．０℃／ｓ以上の冷却処理を行う高Ｍｎ鋼の製造方法。

ここで、前記の各温度域は、それぞれ鋼素材または鋼板の表面温度である。

[0012] ４．前記３において、前記冷却処理を行ったのち、３００℃以上６５０℃以下の温度域まで加熱して冷却する高Ｍｎ鋼の製造方法。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、低温靭性および延性に優れた高Ｍｎ鋼を提供でき、この高Ｍｎ鋼を溶接した場合には、母材および溶接熱影響部がともに低温靭性に優れるものとなる。したがって、本発明の高Ｍｎ鋼は、液化ガス貯槽用タンク等の、極低温環境で使用される鋼構造物の安全性や寿命の向上に大きく寄

与し、産業上格段の効果を奏する。また、本発明の製造方法では、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がないため、経済性に優れた方法を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0014] 以下、本発明の高Ｍｎ鋼について詳しく説明する。

[0015] ［成分組成］

まず、本発明の高Ｍｎ鋼の成分組成とその限定理由について説明する。なお、成分組成における「％」表示は、特に断らない限り「質量％」を意味するものとする。

[0016] Ｃ：０．３０％以上０．９０％以下

Ｃは、安価なオーステナイト安定化元素であり、オーステナイトを得るために重要な元素である。その効果を得るために、Ｃは０．３０％以上の含有を必要とする。一方、０．９０％を超えて含有すると、Ｃｒ炭化物が過度に生成され、低温靭性が低下する。このため、Ｃ量は０．３０％以上０．９０％以下とする。とくに、オーステナイト安定化させる観点から、下限値は０．３６％が好ましく、０．４０％がより好ましい。また、低温靭性の低下を抑制する観点から、上限値は、好ましくは、０．８０％、より好ましくは、０．６６％とする。Ｃ量の好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは０．３６％以上０．８０％以下、より好ましくは０．４０％以上０．８０％以下とする。

[0017] Ｓｉ：０．０５％以上１．０％以下

Ｓｉは、脱酸材として作用し、製鋼上必要であるだけでなく、鋼に固溶して固溶強化により鋼板を高強度化する効果を有する。このような効果を得るために、Ｓｉ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、溶接性が劣化する。このため、Ｓｉ量は０．０５％以上１．０％以下とする。とくに、高強度の鋼板を得る観点から、下限値は０．０７％が好ましく、０．２３％がより好ましく、０．２６％がさらに好ましく、０．５１％がよりさらに好ましい。また、溶接性の劣化を抑制する観点から

、上限値は好ましくは０．８％、より好ましくは０．７％、さらに好ましくは０．６％、よりさらに好ましくは０．５％とする。Ｓｉの好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは０．０７％以上０．８％以下、０．２３％以上０．７％以下、より好ましくは０．２６％以上０．６％以下とする。また、Ｓｉ量の好ましい含有量は、０．０７％以上０．５％以下である。

[0018] Ｍｎ：１５．０％以上３０．０％以下

Ｍｎは、比較的安価なオーステナイト安定化元素である。本発明では、強度と極低温靭性を両立するために重要な元素である。その効果を得るために、Ｍｎは１５．０％以上の含有を必要とする。一方、３０．０％を超えて含有しても、極低温靭性を改善する効果が飽和し、合金コストの上昇を招く。また、溶接性、切断性が劣化する。さらに、偏析を助長し、応力腐食割れの発生を助長する。このため、Ｍｎ量は１５．０％以上３０．０％とする。とくに、オーステナイトを安定化させる観点から、下限値は１６．０％が好ましく、１８．０％がより好ましく、１９．０％がさらに好ましい。また、低温靭性の低下抑制の観点から、上限値は好ましくは２９．０％、より好ましくは２８．０％とする。Ｍｎ量の好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは１６．０％以上２９．０％以下、より好ましくは１８．０％以上２８．０％以下とする。

[0019] Ｐ：０．０３０％以下

Ｐは、０．０３０％を超えて含有すると、粒界に偏析し、応力腐食割れの発生起点となる。このため、０．０３０％を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。したがって、Ｐは０．０３０％以下とする。また、応力腐食割れの発生起点を低減する観点から上限値は、０．０２８％以下が好ましく、０．０２４％以下がより好ましい。尚、過度のＰ低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、下限値は、０．００２％とすることが好ましく、０．００５％とすることがより好ましい。

[0020] Ｓ：０．００７０％以下

Ｓは母材の低温靭性や延性を劣化させるため、０．００７０％を上限とし、可能なかぎり低減することが望ましい。したがって、Ｓは０．００７０％以下とする。また、上限値は母材の低温靭性や延性の劣化を抑制する観点から、０．００６０％以下が好ましい。尚、過度のＳの低減は精錬コストを高騰させ経済的に不利となるため、下限値は、０．００１％以上とすることが好ましい。Ｓ量の範囲は、０．００２０％以上０．００６０％以下とすることが好ましい。

[0021] Ａｌ：０．０１％以上０．０７％以下

Ａｌ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、もっとも汎用的に使われる。このような効果を得るためには、Ａｌは０．０１％以上の含有を必要とする。一方、０．０７％を超えて含有すると、溶接時に溶接金属部に混入して、溶接金属の靭性を劣化させるため、０．０７％以下とする。このため、Ａｌ量は０．０１％以上０．０７％以下とする。とくに、脱酸剤としての効果を得る観点から、下限値は０．０２％が好ましく、０．０４６％がより好ましく、０．０５２％がさらに好ましい。また、溶接金属の靭性の観点から、上限値は好ましくは０．０６５％、より好ましくは０．０６％とする。Ｍｎ量の好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは０．０２％以上％０．０６％以下とする。

[0022] Ｃｒ：０．５％以上７．０％以下

Ｃｒは、適量の添加でオーステナイトを安定化させ、極低温靭性と母材強度の向上に有効な元素である。このような効果を得るためには、Ｃｒは０．５％以上の含有を必要とする。一方、７．０％を超えて含有すると、Ｃｒ炭化物の生成により、低温靭性および耐応力腐食割れ性が低下する。このため、Ｃｒ量は０．５％以上７．０％以下とする。とくに、極低温靭性と母材強度の向上との観点から、下限値は１％以上が好ましく、１．２％がより好ましく、２．０％がさらに好ましい。また、低温靭性および耐応力腐食割れ性の観点から、上限値は好ましくは６．７％以下、より好ましくは６．５％以

下、さらに好ましくは６．０％とする。Ｍｎ量の好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは１．０％以上６．７％以下、より好ましくは１．２％以上６．５％以下とする。また、耐応力腐食割れをさらに向上させるためには２．０％以上６．０％以下がさらに好ましい。

[0023] Ｎ：０．００５０％以上０．０５００％以下

Ｎは、オーステナイト安定化元素であり、極低温靭性向上に有効な元素である。このような効果を得るためには、Ｎは０．００５０％以上の含有を必要とする。一方、０．０５００％を超えて含有すると、窒化物または炭窒化物が粗大化し、靭性が低下する。このため、Ｎ量は０．００５０％以上０．０５００％以下とする。とくに、極低温靭性の向上の観点から、下限値は０．００６０％以上が好ましく、０．０３５５％がより好ましく、０．０８１０％がさらに好ましい。また、靭性の低下を抑制する観点から、上限値は好ましくは０．０４５０％以下、より好ましくは０．０４００％以下とする。Ｎ量の好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは０．００６０％以上０．０４００％以下とする。

[0024] Ｏ：０．００５０％以下

Ｏは、酸化物の形成により極低温靭性を劣化させる。このため、Ｏは０．００５０％以下の範囲とする。靭性の低下を抑制する観点から上限値は、好ましくは０．００４５％以下である。また、Ｏ量の下限値は０．００２３％以上が好ましい。Ｏ量の好ましい含有量は、これらの上限値および下限値を組み合わせることができ、例えば、好ましくは０．００２３％以上０．００５０％以下とする。

[0025] ＴｉおよびＮｂの含有量を各々０．００５％未満に抑制

ＴｉおよびＮｂは、鋼中で高融点の炭窒化物を形成し結晶粒の粗大化を抑制し、その結果破壊の起点や亀裂伝播の経路となる。特に、高Ｍｎ鋼においては低温靭性を高め、延性を向上するための組織制御の妨げとなるため、意

図的に抑制する必要がある。すなわち、ＴｉおよびＮｂは、原材料などから不可避的に混入する成分であり、Ｔｉ：０．００５％以上０．０１０％以下およびＮｂ：０．００５％以上０．０１０％以下の範囲で混入するのが通例である。そこで、後述する手法に従って、ＴｉおよびＮｂの不可避混入を回避し、ＴｉおよびＮｂの含有量を各々０．００５％未満に抑制する必要がある。ＴｉおよびＮｂの含有量を各々０．００５％未満に抑制することによって、上記した炭窒化物の悪影響を排除し、優れた低温靭性並びに延性を確保することができる。そのため、上記優れた低温靭性並びに延性の観点から、好ましくは、ＴｉおよびＮｂの含有量をそれぞれ０．００４％以下、より好ましくは０．００３％以下とする。

[0026] 上記した成分以外の残部は鉄および不可避的不純物である。ここでの不可避的不純物としては、Ｈなどが挙げられ、合計で０．０１％以下であれば許容できる。

[0027] ［組織］

オーステナイトを基地相とするミクロ組織

鋼材の結晶構造が体心立方構造（ｂｃｃ）である場合、該鋼材は低温環境下で脆性破壊を起こす可能性があるため、低温環境下での使用には適していない。ここに、低温環境下での使用を想定したとき、鋼材の基地相は、結晶構造が面心立方構造（ｆｃｃ）であるオーステナイト組織であることが必須となる。なお、「オーステナイトを基地相とする」とは、オーステナイト相が面積率で９０％以上であることを意味する。オーステナイト相を面積率で９０％以上とすることによって、低温靭性を確保することができる。オーステナイト相以外の残部は、フェライトまたはマルテンサイト相である。ただし、εマルテンサイトが生成すると、それが少量であっても低温靭性の低下を招くため、本発明に係るオーステナイトを基地相とするミクロ組織としては、εマルテンサイト相を実質的に有していない組織が好ましい。すなわち、低温靭性の確保のためには、εマルテンサイトの体積分率を１．０％未満にすることが好ましく、０．５％未満にすることがより好ましく、０．１％

未満にすることがより好ましい。

[0028] 非金属介在物の面積分率：５．０％未満

非金属介在物において、Ａ系は硫化物、Ｂ系はクラスター状、Ｃ系は粒状酸化物の形態をとる介在物を意味する。これらの非金属介在物が鋼中に多量に存在すると、破壊の起点となり、極低温靭性の低下や延性の劣化を招く。このために、これらの介在物は総量として面積分率で５％以下に抑制する必要がある。好ましくは、４％以下に抑制する。そのためには、前述した成分組成制御と後述する製造方法の実施が必要である。

[0029] また、上記オーステナイト相が面積率で９０％以上であり、かつ非金属介在物の面積分率：５．０％未満であると、極低温靭性を確保でき、かつ良好な延性を示す鋼を提供することができる。

[0030] 以上の要件を必須として、本発明の目的とする特性が得られる。例えば、高Ｍｎ鋼を溶接処理に供した際には、特に溶接熱影響部の低温靭性が問題になるが、以上の要件を満足する高Ｍｎ鋼を用いれば、この溶接熱影響部のミクロ組織はオーステナイトを基地相とし、かつ該オーステナイトの粒径は円相当直径で５０μｍ以上となり、溶接熱影響部においても低温靭性が確保される。

[0031] すなわち、オーステナイト鋼の低温靭性確保のためには結晶粒径の粗大化が有効である。これは、溶接熱影響部においても同様であり、例えば－１９６℃におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーとして１００Ｊ以上の値を得るためにはミクロ組織の最大結晶粒径が５０μｍ以上であることが必要であり、以上の要件を満足する高Ｍｎ鋼を用いることにより実現することができる。

[0032] 本発明では、強度および低温靭性をさらに向上させることを目的として、上記の必須元素に加えて、必要に応じて下記の元素を含有することができる。

Ｃｕ：０．０１％以上１．００％以下、Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下、Ｍｏ：２．０％以下、Ｖ：２．０％以下、Ｗ：２．０％以下、Ｃａ：０

．０００５％以上０．００５０％以下、Ｍｇ：０．０００５％以上０．００５０％以下またはＲＥＭ：０．００１０％以上０．０２００％以下の１種または２種以上。

[0033] Ｃｕ：０．０１％以上１．００％以下、Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下、Ｍｏ、Ｖ、Ｗ：２．０％以下

Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＶおよびWは、オーステナイトの安定化に寄与したり、母材強度の向上に寄与する。このような効果を得るためには、ＣｕおよびＮｉは０．０１％以上、Ｍｏ、ＶおよびWは０．００１％以上の含有が好ましい。一方、ＣｕおよびＮｉではそれぞれ１．００％超、また、Ｍｏ、ＶおよびWではそれぞれ２．０％を超えて含有すると、粗大な炭窒化物が生成し、破壊の起点となることがある他、製造コストを圧迫する。このため、これらの合金元素を含有する場合は、ＣｕおよびＮｉではそれぞれ１．００％以下が好ましく、Ｍｏ、ＶおよびWではそれぞれ２．０％以下が好ましい。Ｃｕ量およびＮｉ量は、それぞれ０．０５％以上０．７０％以下であることがより好ましい。また、Ｍｏ量、Ｖ量およびW量は、それぞれ０．００３％以上１．７％以下であることがより好ましい。

[0034] Ｃａ：０．０００５％以上０．００５０％以下、Ｍｇ：０．０００５％以上０．００５０％以下、ＲＥＭ：０．００１０％以上０．０２００％以下

Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭは、介在物の形態制御に有用な元素であり、必要に応じて含有できる。介在物の形態制御とは、展伸した硫化物系介在物を粒状の介在物とすることをいう。この介在物の形態制御を介して、延性、靭性および耐硫化物応力腐食割れ性を向上させる。このような効果を得るためには、Ｃａ、Ｍｇは０．０００５％以上、ＲＥＭは０．００１０％以上含有することが好ましい。一方、いずれの元素も多く含有させると、非金属介在物量が増加し、かえって延性、靭性、耐硫化物応力腐食割れ性が低下する場合がある。また、経済的に不利になる場合がある。

[0035] このため、ＣａおよびＭｇを含有する場合には、それぞれ０．０００５％以上０．００５０％以下、ＲＥＭを含有する場合には、０．００１０％以上

０．０２００％以下とする。好ましくは、Ｃａ量は０．００１０％以上０．００４０％以下、Ｍｇ量は０．００１０％以上０．００４０％以下、ＲＥＭ量は０．００２０％以上０．０１５０％以下とする。

[0036] 本発明に係る高Ｍｎ鋼は、上記した成分組成を有する溶鋼を、転炉、電気炉等、公知の溶製方法で溶製することができる。また、真空脱ガス炉にて２次精錬を行ってもよい。その際、好適な組織制御の妨げとなるＴｉおよびＮｂを上述の範囲に制限するために、原料などから不可避的に混入することを回避し、これらの含有量を低減する措置を取る必要がある。例えば、精錬段階におけるスラグの塩基度を下げることによって、これらの合金をスラグへ濃化させて排出し最終的なスラブ製品におけるＴｉおよびＮｂの濃度を低減する。また、酸素を吹き込んで酸化させ、還流時にＴｉおよびＮｂの合金を浮上分離させるなどの方法でも良い。その後、連続鋳造法あるいは造塊－分塊圧延法等、公知の鋳造方法により、所定寸法のスラブ等の鋼素材とすることが好ましい。

[0037] さらに、上記鋼素材を低温靭性に優れた鋼材へと造りこむための製造条件について規定する。

[0038] 鋼素材加熱温度：１１００℃以上１３００℃以下

鋼材のミクロ組織の結晶粒径を粗大にするために、熱間圧延前の加熱温度は１１００℃以上とする。また、鋼素材加熱温度の下限値が１１００℃未満だと、鋼中における非金属介在物の量が増えることで、鋼中の非金属介在物により、極低温靭性および延性の劣化を招く。ただし、１３００℃を超えると一部溶解が始まってしまう懸念があるため、加熱温度の上限は１３００℃とする。ここでの温度制御は、鋼素材の表面温度を基準とする。

[0039] 仕上圧延終了温度：８００℃以上９５０℃未満

鋼塊または鋼片を加熱したのち、熱間圧延を行う。粗大な結晶粒を作りこむためには高温での累積圧下率を高めることが好ましい。ただし、９５０℃以上の温度領域で仕上げると結晶粒径が過度に粗大となり所望の降伏強度が得られなくなる。そのため９５０℃未満で１パス以上の最終仕上圧延が必要

である。一方、低温で熱間圧延を行うとミクロ組織は微細になり、また過度な加工ひずみが入るため低温靭性の低下を招く。そのため圧延仕上げ温度の下限は８００℃とする。

[0040] （仕上圧延終了温度－１００℃）以上の温度から３００℃以上６５０℃以下の温度域までの平均冷却速度：１．０℃／ｓ以上

熱間圧延終了後は速やかに冷却を行う。熱間圧延後の鋼板を緩やかに冷却させると析出物の生成が促進され低温靭性の劣化を招く。１℃／ｓ以上の冷却速度で冷却することでこれら析出物の生成を抑制できる。また、過度な冷却をおこなうと鋼板がひずんでしまい、生産性を低下させる。そのためには、冷却開始温度の上限は９００℃とする。以上の理由から、熱間圧延後の冷却は、（仕上圧延終了温度－１００℃）以上の温度から３００℃以上６５０℃以下の温度域までの鋼板表面の平均冷却速度は１．０℃／ｓ以上とする。なお、板厚１０ｍｍ以下の厚鋼板では空冷でも冷却速度が１℃/ｓ以上となる。板厚が１０ｍｍ以下の場合には空冷で冷却させることで、鋼板のひずみを発生させないようにすることができる。

[0041] さらに、必要に応じて、前記冷却処理を行ったのち、３００℃以上６５０℃以下の温度域まで加熱して冷却する処理を追加してもよい。すなわち、鋼板の強度を調整する目的で焼き戻し処理を行っても良い。

実施例

[0042] 以下、本発明を実施例により詳細に説明する。なお、本発明は以下の実施例に限定されない。

[0043] 転炉－取鍋精錬－連続鋳造法にて、表１に示す成分組成になる鋼スラブを作製した。次いで、得られた鋼スラブを加熱炉に装入して１１５０℃に加熱後、熱間圧延により１０～３０ｍｍ厚の鋼板とした。鋼板について、引張特性および靭性を下記の要領で実施した。

[0044] （１）引張試験特性

得られた各鋼板より、ＪＩＳ５号引張試験片を採取し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（１９９８年）の規定に準拠して引張試験を実施し、引張試験特性を調

査した。本発明では、降伏強度４００ＭＰａ以上および引張強度８００ＭＰａ以上を引張特性に優れるものと判定した。さらに、破断時全伸び３０％以上を延性に優れるものと判定した。

[0045] （２）低温靭性

板厚２０ｍｍを超える各鋼板の板厚１／４位置、もしくは板厚２０ｍｍ以下の各鋼板の板厚１／２位置の圧延方向と垂直な方向から、ＪＩＳ　Ｚ　２２０２（１９９８年）の規定に準拠してシャルピー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鋼板について３本のシャルピー衝撃試験を実施し、－１９６℃での吸収エネルギーを求め、母材靭性を評価した。本発明では、３本の吸収エネルギー（vE_{-196}）の平均値が１００Ｊ以上を母材靭性に優れるものとした。

[0046] 以上により得られた結果を、表２に示す。

[0047]

[表1]

表1

鋼No.	成分組成（質量%）																			備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	O	N	Nb	V	Ti	Cu	Ni	Mo	W	Ca	Mg	REM	
1	0.600	0.45	27.3	0.028	0.0066	0.029	4.52	0.0028	0.0084	0.002	—	0.002	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
2	0.369	0.32	21.8	0.015	0.0037	0.026	2.26	0.0036	0.0073	0.001	—	0.002	—	—	0.25	—	—	—	—	発明鋼
3	0.552	0.38	21.0	0.023	0.0037	0.047	5.71	0.0027	0.0307	0.001	—	0.002	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
4	0.554	0.07	24.7	0.019	0.0028	0.028	6.00	0.0018	0.0192	0.002	—	0.002	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
5	0.374	0.65	19.5	0.011	0.0046	0.027	5.82	0.0020	0.0211	0.002	—	0.004	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
6	0.481	0.42	26.6	0.006	0.0019	0.016	6.23	0.0033	0.0060	0.003	—	0.003	0.4	—	—	—	—	—	—	発明鋼
7	0.454	0.51	24.5	0.020	0.0030	0.042	1.80	0.0022	0.0280	0.003	0.07	0.003	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
8	0.633	0.43	24.2	0.016	0.0064	0.035	5.27	0.0035	0.0389	0.004	—	0.001	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
9	0.753	0.45	29.0	0.015	0.0039	0.029	3.20	0.0034	0.0104	0.001	—	0.001	0.5	0.5	—	—	—	—	—	発明鋼
10	0.545	0.50	22.1	0.010	0.0057	0.020	6.72	0.0030	0.0357	0.002	—	0.001	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
11	0.412	0.38	24.4	0.016	0.0036	0.070	4.64	0.0015	0.0205	0.001	—	0.001	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
12	0.799	0.38	27.7	0.014	0.0050	0.054	4.80	0.0029	0.0276	0.001	—	0.001	—	—	0.05	—	—	—	—	発明鋼
13	0.435	0.48	18.9	0.027	0.0042	0.040	5.65	0.0027	0.0400	0.002	—	0.001	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
14	0.666	0.47	20.1	0.026	0.0022	0.049	5.16	0.0021	0.0339	0.001	—	0.001	—	—	—	0.05	—	—	—	発明鋼
15	0.669	0.38	28.5	0.022	0.0035	0.046	3.83	0.0029	0.0175	0.002	—	0.001	—	—	—	—	0.0021	—	—	発明鋼
16	0.629	0.28	18.5	0.008	0.0041	0.060	2.83	0.0040	0.0225	0.002	—	0.001	—	—	—	—	—	0.0020	—	発明鋼
17	0.356	0.39	27.3	0.011	0.0034	0.038	2.02	0.0026	0.0121	0.002	—	0.001	—	—	—	—	—	—	0.0015	発明鋼
18	0.924	0.49	17.0	0.009	0.0065	0.033	3.92	0.0035	0.0326	0.002	—	0.001	0.2	—	0.10	—	—	—	—	比較鋼
19	0.060	0.54	27.8	0.015	0.0034	0.034	6.11	0.0038	0.0126	0.004	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
20	0.562	1.20	26.9	0.013	0.0057	0.040	1.80	0.0019	0.0291	0.002	0.005	0.001	—	—	—	—	—	—	0.0055	比較鋼
21	0.514	0.01	27.1	0.010	0.0028	0.070	5.34	0.0025	0.0144	0.003	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
22	0.468	0.45	32.3	0.015	0.0042	0.052	6.64	0.0032	0.0129	0.002	—	0.002	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
23	0.680	0.64	14.5	0.002	0.0036	0.049	6.83	0.0026	0.0123	0.001	—	0.001	—	—	0.21	0.12	—	—	—	比較鋼
24	0.479	0.47	15.8	0.040	0.0045	0.051	3.48	0.0024	0.0268	0.001	—	0.001	—	—	—	—	0.0020	—	—	比較鋼
25	0.265	0.31	18.5	0.017	0.0085	0.035	4.45	0.0024	0.0311	0.001	—	0.001	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
26	0.498	0.28	26.6	0.019	0.0044	0.009	5.32	0.0072	0.0189	0.002	—	0.002	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
27	0.621	0.42	26.8	0.014	0.0039	0.080	5.91	0.0029	0.0201	0.003	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
28	0.270	0.66	26.7	0.021	0.0046	0.034	4.16	0.0065	0.0202	0.001	—	0.001	—	—	0.08	—	—	—	0.0032	比較鋼
29	0.569	0.58	25.9	0.018	0.0051	0.045	7.50	0.0039	0.0162	0.002	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
30	0.612	0.48	18.2	0.008	0.0010	0.039	0.30	0.0034	0.0396	0.001	—	0.001	—	—	—	0.08	0.0018	—	—	比較鋼
31	0.556	0.45	21.6	0.025	0.0041	0.022	1.43	0.0021	0.0523	0.001	—	0.001	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
32	0.588	0.47	27.4	0.021	0.0038	0.047	5.53	0.0027	0.0029	0.003	—	0.002	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
33	0.318	0.49	20.4	0.013	0.0024	0.044	3.43	0.0029	0.0090	0.010	—	0.001	—	—	0.35	—	—	0.0025	—	比較鋼
34	0.518	0.53	25.5	0.017	0.0038	0.048	3.99	0.0037	0.0123	0.005	—	0.003	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
35	0.603	0.59	27.1	0.018	0.0044	0.037	5.18	0.0041	0.0089	0.002	—	0.005	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
36	0.432	0.71	21.8	0.023	0.0032	0.047	3.47	0.0022	0.0214	0.001	—	0.010	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼

注：下線は本発明範囲外

[0048]

[表2]

表2

サンプルNo.	鋼No.	板厚	製造方法					母材特性					母材靭性	HAZ部		備考
			スラブ加熱温度	仕上圧延終了温度	冷却開始温度	冷却速度(*)	再加熱温度	介在物面積率	εマルテンサイト体積分率	降伏強度	引張強度	全伸び	−196℃での吸収エネルギー($vE_{-196℃}$)	−196℃での吸収エネルギー($vE_{-196℃}$)	最大結晶粒径	
		(mm)	(℃)	(℃)	(℃)	(℃/s)	(℃)	(%)	(%)	(MPa)	(MPa)	(%)	(J)	(J)	(μm)	
1	1	10	1110	945	872	13	450	0.2	0.0	480	912	60	100	145	165	発明例
2	2	15	1110	835	768	7	—	4.0	0.0	510	934	62	108	100	175	発明例
3	3	20	1100	890	815	12	—	2.0	0.0	487	912	61	113	112	150	発明例
4	4	25	1100	910	845	10	—	0.2	0.0	446	891	61	124	134	187	発明例
5	5	10	1150	860	795	12	500	0.2	0.1	497	905	62	125	121	50	発明例
6	6	15	1150	890	808	5	550	0.3	0.0	442	899	61	133	129	102	発明例
7	7	20	1150	825	785	7	—	0.2	0.0	445	903	61	122	128	100	発明例
8	8	5	1200	825	740	4	—	1.0	0.0	598	987	51	106	108	50	発明例
9	9	10	1200	810	730	10	450	0.1	0.0	484	858	65	112	115	100	発明例
10	10	15	1200	870	798	10	—	0.3	0.0	466	884	64	127	124	150	発明例
11	11	15	1250	860	795	9	500	2.0	0.0	487	840	66	114	106	100	発明例
12	12	20	1250	915	860	13	550	0.5	0.0	435	850	67	113	113	168	発明例
13	13	25	1250	860	805	6	—	1.5	0.2	441	852	65	109	110	125	発明例
14	14	30	1250	815	744	3	300	0.1	0.0	426	853	61	132	127	109	発明例
15	15	10	1300	870	821	1	—	0.1	0.0	422	874	61	104	108	115	発明例
16	16	15	1300	854	784	7	450	1.0	0.0	501	926	57	116	114	39	発明例
17	17	20	1300	884	810	20	—	1.5	0.0	512	934	52	112	116	97	発明例
18	18	10	1150	895	810	5	—	2.0	0.0	512	922	58	56	61	125	比較例
19	19	15	1150	815	735	15	—	0.1	1.0	471	879	57	121	61	95	比較例
20	20	20	1150	882	805	5	—	0.5	0.0	361	701	51	45	44	80	比較例
21	21	25	1150	871	820	13	—	0.1	0.0	425	871	61	24	26	80	比較例
22	22	10	1150	900	815	10	—	4.0	0.0	497	922	34	46	48	105	比較例
23	23	15	1150	850	815	5	—	0.2	0.5	455	906	60	51	53	65	比較例
24	24	20	1200	840	770	11	—	0.2	0.0	375	716	61	78	65	90	比較例
25	25	5	1200	920	850	10	—	5.5	0.0	467	900	30	42	41	126	比較例
26	26	10	1200	875	805	5	—	4.5	0.0	525	927	54	67	68	78	比較例
27	27	15	1200	855	790	12	—	0.3	0.0	511	916	58	65	41	85	比較例
28	28	15	1150	896	853	5	—	3.5	0.0	456	897	29	70	66	100	比較例
29	29	15	1150	916	848	4	—	0.5	0.0	432	875	25	43	46	125	比較例
30	30	15	1150	898	805	9	—	0.1	0.0	465	912	60	60	58	110	比較例
31	31	15	1150	908	821	11	—	0.2	0.0	448	905	35	47	51	105	比較例
32	32	15	1150	850	785	4	—	0.1	0.0	487	932	55	79	68	75	比較例
33	33	15	1150	806	726	6	—	0.2	0.2	512	936	45	59	61	35	比較例
34	34	15	1150	827	768	4	—	0.2	0.0	487	909	45	78	76	40	比較例
35	35	15	1150	878	804	3	—	0.1	0.0	439	887	51	69	69	40	比較例
36	36	15	1150	851	776	7	—	0.1	0.0	496	889	43	51	51	35	比較例
37	1	20	1050	815	724	8	—	5.5	0.0	500	1064	42	78	91	165	比較例
38	2	25	1250	960	885	9	—	3.5	0.1	367	724	61	116	108	175	比較例
39	3	30	1250	780	695	14	—	2.0	0.0	596	987	52	54	81	150	比較例
40	4	10	1250	835	715	10	—	0.2	0.0	437	879	28	65	70	187	比較例
41	5	10	1250	975	889	8	—	0.2	0.0	375	786	64	126	124	50	比較例
42	6	15	1250	850	800	0.5	—	0.3	0.0	412	861	28	55	67	102	比較例
43	7	20	1250	915	865	9	800	0.2	0.0	316	704	45	119	112	100	比較例

注：下線は本発明範囲外。
(*)：(仕上圧延終了温度−100℃)以上の温度から300℃以上650℃以下の温度域までの平均冷却速度

本発明に従う高Ｍｎ鋼は、上述の目標性能（母材の降伏強度が４００ＭＰ

ａ以上、破断時全伸び３０％以上、低温靭性が吸収エネルギー（ｖＥ$_{-196}$）の平均値で１００Ｊ以上）を満足することが確認された。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、全伸び、降伏強度および低温靭性のいずれか１つ以上が、上述の目標性能を満足できていない。

[0049] さらに、上記した鋼材に、溶接部の衝撃吸収特性を評価する目的で、ピーク温度が１４００℃、冷却速度が１０℃／ｓの条件で熱サイクル処理を行い、低温靭性を評価した。その結果を表２に併記するように、本発明に従う鋼材では、母材と同様に優れた低温靭性を示した。すなわち、０．５～５ｋＪ／ｃｍの入熱を与える溶接に対して、最大結晶粒径が５０μｍ以上となり、－１９６℃におけるシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーは１００Ｊ以上の値が得られた。

[0050] 本出願は、日本国特許出願２０１７－０８７７０２号（２０１７年４月２６日出願）の優先権を主張するものであり、当該出願の開示全体を、ここに参照のために取り込む。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、

Ｃ：０．３０％以上０．９０％以下、

Ｓｉ：０．０５％以上１．０％以下、

Ｍｎ：１５．０％以上３０％以下、

Ｐ：０．０３０％以下、

Ｓ：０．００７０％以下、

Ａｌ：０．０１％以上０．０７％以下、

Ｃｒ：０．５～７．０％、

Ｎ：０．００５０％以上０．０５００％以下、

Ｏ：０．００５０％以下

を含有し、ＴｉおよびＮｂの含有量を各々０．００５％未満に抑制し、残部がＦｅおよび不可避的不純物の成分組成を有し、かつ

オーステナイトを基地相とするミクロ組織を有し、該ミクロ組織における非金属介在物の面積分率が５．０％未満であり、

降伏強度が４００ＭＰａ以上であり、かつ吸収エネルギー（ｖＥ$_{196}$）が１００Ｊ以上である高Ｍｎ鋼。

[請求項2] 前記成分組成は、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．０１％以上１．００％以下、

Ｎｉ：０．０１％以上１．００％以下

Ｍｏ：２．０％以下、

Ｖ：２．０％以下、

Ｗ：２．０％以下、

Ｃａ：０．０００５％以上０．００５０％以下、

Ｍｇ：０．０００５％以上０．００５０％以下および

ＲＥＭ：０．００１０％以上０．０２００％以下

のうちから選ばれる１種または２種以上を含有する請求項１に記載の高Ｍｎ鋼。

[請求項3] 請求項１または２に記載の成分組成を有する鋼素材を１１００℃以上１３００℃以下の温度域に加熱し、仕上圧延終了温度が８００℃以上９５０℃未満の熱間圧延を行い、その後、（仕上圧延終了温度－１００℃）以上の温度から３００℃以上６５０℃以下の温度域までの平均冷却速度が１．０℃／ｓ以上の冷却処理を行う高Ｍｎ鋼の製造方法。

[請求項4] 請求項３において、前記冷却処理を行ったのち、３００℃以上６５０℃以下の温度域まで加熱して冷却する高Ｍｎ鋼の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/016764

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(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)
Int.Cl. C22C38/00, C21D8/02, C22C38/38, C22C38/58

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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 2016-84529 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 19 May 2016 (Family: none)	1-4
A	JP 2011-246817 A (ARCELORMITTAL FRANCE) 08 December 2011 & JP 2006-528278 A & JP 4829787 B2 & US 2006/0278309 A1 & US 8926772 B2 & WO 2005/019483 A1 & EP 1649069 A1 & FR 2857980 A1 & CA 2533023 A1 & KR 10-2006-0040718 A & CN 1846002 A	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 20 June 2018 (20.06.2018)	Date of mailing of the international search report 03 July 2018 (03.07.2018)
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/JP2018/016764

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 2017-71817 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 13 April 2017 (Family: none)	1-4
A	CA 2970151 A1 (POSCO) 30 June 2016 & JP 2018-503742 A & US 2017/0362675 A1 & WO 2016/105002 A1 & EP 3239328 A1 & KR 10-2016-0078853 A & CN 107109602 A	1-4
A	JP 2017-507249 A (POSCO) 16 March 2017 & US 2016/0319407 A1 & WO 2015/099363 A1 & EP 3088555 A1 & KR 10-2015-0075315 A & CN 105849302 A	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／０１６７６４

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, 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（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00, C21D8/02, C22C38/38, C22C38/58

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８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 2016-84529 A (新日鐵住金株式会社) 2016.05.19, (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2011-246817 A (アルセロールミタル・フランス) 2011.12.08, & JP 2006-528278 A & JP 4829787 B2 & US 2006/0278309 A1 & US 8926772 B2 & WO 2005/019483 A1 & EP 1649069 A1 & FR 2857980 A1 & CA 2533023 A1 & KR 10-2006-0040718 A & CN 1846002 A	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	国際調査報告の発送日
２０．０６．２０１８	０３．０７．２０１８

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）　４Ｋ　３８４０
宮部　裕一
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2017-71817 A (新日鐵住金株式会社) 2017.04.13, (ファミリーなし)	1-4
A	CA 2970151 A1 (POSCO) 2016.06.30, & JP 2018-503742 A & US 2017/0362675 A1 & WO 2016/105002 A1 & EP 3239328 A1 & KR 10-2016-0078853 A & CN 107109602 A	1-4
A	JP 2017-507249 A (ポスコ) 2017.03.16, & US 2016/0319407 A1 & WO 2015/099363 A1 & EP 3088555 A1 & KR 10-2015-0075315 A & CN 105849302 A	1-4