(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 12 日(12.10.2017)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2017/175739 A1

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

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/014008

(22) 国際出願日: 2017 年 4 月 4 日(04.04.2017)

(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 2016-077628 2016 年 4 月 7 日(07.04.2016) JP

(71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: ▲高▼木　崇光(TAKAGI, Takamitsu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 中村　潤(NAKAMURA, Jun); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 上山　正樹(UEYAMA, Masaki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 照沼　正明(TERUNUMA, Masaaki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号　新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: アセンド特許業務法人(ASCEND IP LAW FIRM); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目５番１７号 Osaka (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, 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, 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:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: AUSTENITIC STAINLESS STEEL MATERIAL

(54) 発明の名称 : オーステナイト系ステンレス鋼材

(57) **Abstract**: Provided is an austenitic stainless steel material which has stable high strength along the entire length of the steel material. An austenitic stainless steel material according to one embodiment of the present invention has a chemical composition that contains, in mass%, 0.10% or less of C, 1.0% or less of Si, 3-8% of Mn, 0.05% or less of P, 0.03% or less of S, 10-20% of Ni, 15-30% of Cr, 0.20-0.70% of N, 0-5.0% of Mo, 0-0.5% of V and 0-0.5% of Nb, with the balance made up of Fe and impurities, while having a crystal grain size number of 6.0 or greater in accordance with ASTM E 112. This austenitic stainless steel material has a tensile strength of 800 MPa or more; and the difference between the maximum value and the minimum value of the tensile strength is 50 MPa or less. The number of alloy carbonitrides having a circle-equivalent diameter of more than 1,000 nm in the steel is 10 carbonitrides/mm^2 or more.

(57) 要約: 鋼材全長にわたって安定した高強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼材を提供する。本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼材は、質量％で、Ｃ：０．１０％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：３～８％、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０３％以下、Ｎｉ：１０～２０％、Ｃｒ：１５～３０％、Ｎ：０．２０～０．７０％、Ｍｏ：０～５．０％、Ｖ：０～０．５％、及び、Ｎｂ：０～０．５％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に準拠した結晶粒度番号が６．０以上である。引張強度は８００ＭＰａ以上であり、引張強度の最大値と最小値との差が５０ＭＰａ以下である。鋼中の円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物の個数は１０個／ｍｍ^{2}以上である。

WO 2017/175739 A1

明　細　書

発明の名称 ： オーステナイト系ステンレス鋼材

技術分野

[0001] 本発明は、ステンレス鋼材に関し、さらに詳しくは、オーステナイト系ステンレス鋼材に関する。

背景技術

[0002] 近年、化石燃料に代えて、水素をエネルギーとして利用する輸送機器の実用化研究が活発に進められている。たとえば、水素を燃料として走行する燃料電池自動車、及び、燃料電池自動車に水素を供給する水素ステーションの開発が進められている。

[0003] ステンレス鋼を水素ステーションに使用する場合、ステンレス鋼は高圧の水素ガス環境で利用される。そのため、水素ステーション用途に使用されるステンレス鋼では、優れた強度が要求される。

[0004] 国際公開第２０１２／１３２９９２号（特許文献１）、国際公開第２００４／０８３４７６号（特許文献２）、国際公開第２００４／０８３４７７号（特許文献３）、及び国際公開第２００４／１１１２８５号（特許文献４）は、高圧水素環境で使用され、高強度を有するステンレス鋼を提案する。

[0005] 特許文献１に開示された高圧水素ガス用オーステナイトステンレス鋼は質量％で、Ｃ：０．１０％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：３％以上７％未満、Ｃｒ：１５～３０％、Ｎｉ：１０％以上１７％未満、Ａｌ：０．１０％以下、Ｎ：０．１０～０．５０％、並びにＶ：０．０１～１．０％及びＮｂ：０．０１～０．５０％のうち少なくとも１種を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、不純物中のＰが０．００５０％以下、Ｓが０．０５０％以下であり、引張強さが８００ＭＰａ以上、結晶粒度番号（ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２）が８番以上で、最大径が５０～１０００ｎｍの合金炭窒化物を断面観察で０．４個／μm^2以上含有する。

[0006] 特許文献２に開示された水素ガス用ステンレス鋼は、質量％で、Ｃ：０．

０２％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：３～３０％、Ｃｒ：２２％を超えて３０％、Ｎｉ：１７～３０％、Ｖ：０．００１～１．０％、Ｎ：０．１０～０．５０％、及びＡｌ：０．１０％以下を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、不純物中のＰが０．０３０％以下、Ｓが０．００５％以下、Ｔｉ、Ｚｒ及びＨｆがそれぞれ０．０１％以下であり、かつ、Ｃｒ、Ｍｎ及びＮの含有量が５Ｃｒ＋３．４Ｍｎ≦５００Ｎを満たす。

[0007] 特許文献３に開示された高圧水素ガス用ステンレス鋼は、質量％で、Ｃ：０．０４％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：７～３０％、Ｃｒ：１５～２２％、Ｎｉ：５～２０％、Ｖ：０．００１～１．０％、Ｎ：０．２０～０．５０％及びＡｌ：０．１０％以下を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、不純物中のＰが０．０３０％以下、Ｓが０．００５％以下、Ｔｉ、Ｚｒ及びＨｆがそれぞれ０．０１％以下であり、２．５Ｃｒ＋３．４Ｍｎ≦３００Ｎを満たす。

[0008] 特許文献４に開示された水素ガス用オーステナイトステンレス鋼は、質量％で、Ｃ：０．１０％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：０．０１～３０％、Ｐ：０．０４０％以下、Ｓ：０．０１％以下、Ｃｒ：１５～３０％、Ｎｉ：５．０～３０％、ｓｏｌ．Ａｌ：０．１０％以下、Ｎ：０．００１～０．３０％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、加工方向に対して直角方向に沿った断面のＸ線積分強度Ｉ（１１１）がランダム方位の５倍以下であり、加工方向に沿った断面のＸ線積分強度Ｉ（２２０）／Ｉ（１１１）≦１０である組織を含有する。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：国際公開第２０１２／１３２９９２号

特許文献2：国際公開第２００４／０８３４７６号

特許文献3：国際公開第２００４／０８３４７７号

特許文献4：国際公開第２００４／１１１２８５号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] ところで、水素ステーション用途に使用されるステンレス鋼では、優れた強度だけでなく、強度のばらつきの抑制も要求される。上述の特許文献１～特許文献４に開示されたステンレス鋼は、溶体化処理を実施した後でも７００ＭＰａ以上の強度を有し、特許文献４のステンレス鋼は、溶体化処理及び冷間加工を実施することにより、高強度を有する。しかしながら、これらの文献では強度ばらつきについての検討は行われていない。上述の特許文献１～特許文献４に記載されたステンレス鋼であっても、強度のばらつきが大きく、安定した高強度が得られない場合がある。

[0011] 本発明の目的は、鋼材全長にわたって安定した高強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼材を提供することである。

課題を解決するための手段

[0012] 本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼材は、質量％で、Ｃ：０．１０％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：３～８％、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０３％以下、Ｎｉ：１０～２０％、Ｃｒ：１５～３０％、Ｎ：０．２０～０．７０％、Ｍｏ：０～５．０％、Ｖ：０～０．５％、及び、Ｎｂ：０～０．５％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に準拠した結晶粒度番号が６．０以上である。引張強度は８００ＭＰａ以上であり、引張強度の最大値と最小値との差が５０ＭＰａ以下である。鋼中の円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物の個数は１０個／mm^2以上である。

発明の効果

[0013] 本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼材は、鋼材全長にわたって安定した高強度を有する。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明者らは、オーステナイト系ステンレス鋼材の高強度化、及び鋼材全長での強度ばらつきについて調査及び検討し、次の知見を得た。

[0015] （Ａ）強度を高める方法としては、Ｎによる固溶強化と細粒化がある。本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼では、０．２０～０．７０％のＮを含有して固溶強化により強度を高める。結晶粒を微細化すればさらに、強度が高まる。

[0016] （Ｂ）鋼材全長の強度ばらつきは、結晶粒度に起因する。鋼材中における結晶粒度のばらつきが小さいほど、強度ばらつきを低減できる。具体的には、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に基づく結晶粒度番号が６．０以上であり、鋼材全長における結晶粒度番号の最大値と最小値の差（以下、結晶粒度差ΔＧＳという）が１．５以下である場合、鋼材全長における引張強度の最大値と最小値との差（以下、強度差ΔＴＳという）が５０ＭＰａ以下となり、強度ばらつきを十分抑制できる。

[0017] （Ｃ）強度ばらつきを抑制するためには、熱間加工時における素材の温度変化を抑えることが有効である。結晶粒度のばらつきは、熱間加工時に最も顕著に形成される。素材のうち、温度が低い部分と温度が高い部分とで、ひずみの導入量が異なる。ひずみの導入量が異なれば、再結晶時の結晶粒の微細化具合も異なる。そのため、結晶粒度のばらつきが大きくなる。したがって、熱間加工時において、素材の温度変化は小さい方が好ましい。

[0018] 具体的には、素材のうち、最初に熱間加工を完了する部分の加工完了時の温度（以下、初期温度という）と、最後に熱間加工を完了する部分の加工完了時の温度（以下、終期温度という）との差（温度差ΔＴ）が１００℃以下であれば、結晶粒度差ΔＧＳを１．５以下に抑えることができる。その結果、強度差ΔＴＳを５０ＭＰａ以下に抑えることができる。

[0019] （Ｄ）鋼材に対して熱処理を実施して、粗大な合金炭窒化物が析出すれば、析出強化により鋼材の強度がさらに高まる。鋼材の結晶粒度番号が６．０以上であり、鋼中において、円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物（以下、粗大合金炭窒化物という）の個数が１０個／ｍｍ^{2}以上であれば、８００ＭＰａ以上の引張強度が得られる。熱処理温度を９３０℃～１０００℃未満として熱処理を実施すれば、粗大合金炭窒化物が１０個／ｍｍ^{2}以上得ら

れる。

[0020] ここで、合金炭窒化物とは、Ｃｒ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、Ｗ、Ｔａ等を主成分として含有し、Cr_2N、Ｚ相即ちＣｒ（Ｎｂ，Ｖ）（Ｃ，Ｎ）、及び、ＭＸ型（Ｍ：Ｃｒ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、Ｗ、Ｔａ等、Ｘ：Ｃ、Ｎ）を意味する。「主成分」とは、質量％で４０％以上であることを意味する。また、本発明における合金炭窒化物は、Ｃ（炭素）の含有量が究極的に少ない場合、即ち、窒化物である場合を包む。本発明における合金炭窒化物は、炭化物も含む。

[0021] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材は、質量％で、Ｃ：０．１０％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：３～８％、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０３％以下、Ｎｉ：１０～２０％、Ｃｒ：１５～３０％、Ｎ：０．２０～０．７０％、Ｍｏ：０～５．０％、Ｖ：０～０．５％、及び、Ｎｂ：０～０．５％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に準拠した結晶粒度番号が６．０以上である。引張強度は８００ＭＰａ以上であり、引張強度の最大値と最小値との差が５０ＭＰａ以下である。鋼中の円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物の個数は１０個／mm^2以上である。

[0022] 上記化学組成は、質量％で、Ｍｏ：１．５～５．０％、Ｖ：０．１～０．５％、及び、Ｎｂ：０．１～０．５％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。

[0023] 上記オーステナイト系ステンレス鋼材では、上記結晶粒度番号の最大値と最小値との差が１．５以下である。

[0024] 上記オーステナイト系ステンレス鋼材はたとえば、鋼管、棒鋼、又は線材である。

[0025] 以下、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材について詳述する。元素に関する「％」は、特に断りがない限り、質量％を意味する。

[0026] ［化学組成］

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材の化学組成は、次の元素を含有する。

[0027] Ｃ：０．１０％以下

炭素（Ｃ）は不可避に含有される。Ｃは水素脆性を生じにくいｆｃｃ構造であるオーステナイトを安定化する。Ｃはさらに、Ｃｒ等と結合し、析出強化により鋼の強度を高める。しかしながら、Ｃ含有量が高すぎれば、炭化物が粒界に析出して鋼の靭性を低下する。したがって、Ｃ含有量は０．１０％以下である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．０８％であり、さらに好ましくは０．０６％である。また、オーステナイトを安定化するためのＣ含有量の好ましい下限は０．００５％である。

[0028] Ｓｉ：１．０％以下

シリコン（Ｓｉ）は、Ｎｉ及びＣｒと結合して金属間化合物を形成する。Ｓｉはさらに、シグマ相（σ相）等の金属間化合物の成長を促進する。これらの金属間化合物は、鋼の熱間加工性を低下する。したがって、Ｓｉ含有量は１．０％以下である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は０．８％である。鋼の脱酸の観点から、Ｓｉ含有量の好ましい下限は０．２％である。

[0029] Ｍｎ：３～８％

マンガン（Ｍｎ）はオーステナイトを安定化して、水素脆化感受性の高いマルテンサイトの生成を抑制する。Ｍｎはさらに、Ｓと結合してＭｎＳを形成し、鋼の被削性を高める。Ｍｎ含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Ｍｎ含有量が高すぎれば、鋼の延性及び熱間加工性が低下する。したがって、Ｍｎ含有量は３～８％である。Ｍｎ含有量の好ましい下限は４．０％であり、さらに好ましくは５．０％である。Ｍｎ含有量の好ましい上限は６．０％であり、さらに好ましくは５．９％である。

[0030] Ｐ：０．０５％以下

燐（Ｐ）は不純物である。Ｐは鋼の熱間加工性及び靭性を低下する。したがって、Ｐ含有量は０．０５％以下である。Ｐ含有量の好ましい上限は０．０４５％であり、さらに好ましくは０．０３５％であり、さらに好ましくは０．０２０％である。Ｐ含有量はなるべく低い方が好ましい。

[0031] Ｓ：０．０３％以下

硫黄（Ｓ）は、ＭｎとＭｎＳを形成し、鋼の被削性を高める。しかしながら、Ｓ含有量が高すぎれば、鋼の靭性が低下する。したがって、Ｓ含有量は０．０３％以下である。Ｓ含有量の好ましい上限は０．０２％であり、さらに好ましくは０．０１％である。Ｓ含有量はなるべく低い方が好ましい。

[0032] Ｎｉ：１０～２０％

ニッケル（Ｎｉ）はオーステナイトを安定化する。Ｎｉはさらに、鋼の延性及び靭性を高める。Ｎｉ含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Ｎｉ含有量が高すぎれば、上記効果が飽和し、製造コストが高くなる。したがって、Ｎｉ含有量は１０～２０％である。Ｎｉ含有量の好ましい下限は１１．５％であり、さらに好ましくは１２．０％である。Ｎｉ含有量の好ましい上限は１３．５％であり、さらに好ましくは１３．４％である。

[0033] Ｃｒ：１５～３０％

クロム（Ｃｒ）は鋼の耐食性を高める。Ｃｒはさらに、熱処理によりＮと結合してCr_2N等の合金炭窒化物を形成して、析出強化により鋼の強度を高める。Ｃｒ含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Ｃｒ含有量が高すぎれば、$M_{23}C_6$型の炭化物が生成し、鋼の延性及び靭性が低下する。したがって、Ｃｒ含有量は１５～３０％である。Ｃｒ含有量の好ましい下限は２０．５％であり、さらに好ましくは２１．０％である。Ｃｒ含有量の好ましい上限は２３．５％であり、さらに好ましくは２３．４％である。

[0034] Ｎ：０．２０～０．７０％

窒素（Ｎ）はオーステナイトを安定化する。Ｎはさらに、固溶強化により鋼の強度を高める。Ｎはさらに、熱処理によりＣｒと結合してCr_2N等の合金炭窒化物を形成して、析出強化により鋼の強度を高める。Ｎ含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Ｎ含有量が高すぎれば、鋼の靭性が低下する。したがって、Ｎ含有量は０．２０～０．７０％である。Ｎ含有量の好ましい下限は０．２１％であり、さらに好ましくは０．２２％である。Ｎ含有量の好ましい上限は０．４０％であり、さらに好ましくは０．３５％

である。

[0035] 本実施の形態によるオーステナイト系ステンレス鋼材の化学組成の残部は、Ｆｅ及び不純物からなる。ここで、不純物とは、オーステナイト系ステンレス鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0036] ［任意元素について］

本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼材はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｍｏ、Ｖ、及びＮｂからなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼の強度を高める。

[0037] Ｍｏ：０～５．０％

モリブデン（Ｍｏ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｍｏはオーステナイトを固溶強化する。Ｍｏはさらに、鋼の耐食性を高める。しかしながら、Ｍｏ含有量が高すぎれば、金属間化合物が析出しやすくなり、鋼の延性及び靭性が低下する。したがって、Ｍｏ含有量は０～５．０％である。Ｍｏ含有量の好ましい下限は１．５％であり、さらに好ましくは１．９％である。Ｍｏ含有量の好ましい上限は３．０％であり、さらに好ましくは２．９％である。

[0038] Ｖ：０～０．５％

バナジウム（Ｖ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｖは炭化物を生成し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｖ含有量が高すぎれば、その効果は飽和し、製造コストが高くなる。したがって、Ｖ含有量は０～０．５％である。Ｖ含有量の好ましい下限は０．１％であり、さらに好ましくは０．１２％である。Ｖ含有量の好ましい上限は０．３％であり、さらに好ましくは０．２８％である。

[0039] Ｎｂ：０～０．５％

ニオブ（Ｎｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｎｂは炭化物を生成し、鋼の強度を高める。しかしながら、Ｎｂ含有量

が高すぎれば、その効果は飽和し、製造コストが高くなる。したがって、Ｎｂ含有量は０～０．５％である。Ｎｂ含有量の好ましい下限は０．１％であり、さらに好ましくは０．１２％である。Ｎｂ含有量の好ましい上限は０．３％であり、さらに好ましくは０．２８％である。

[0040] ［強度及び強度差ΔＴＳ］

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材では、引張強度が８００ＭＰａ以上であり、かつ、引張強度の最大値と最小値との差（以下、強度差ΔＴＳという）が５０ＭＰａ以下である。これにより、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材は、鋼材全長にわたって安定した高強度を有する。上記強度及び強度差ΔＴＳはたとえば、次の組織で実現できる。

[0041] ［結晶粒度］

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材では、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２で規定される結晶粒度番号が６．０以上である。結晶粒度番号は、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に準拠して測定される。結晶粒度番号が６．０未満である場合、強度が低下する。結晶粒度番号が６．０以上であれば、上述の化学組成のオーステナイト系ステンレス鋼材において高強度が得られる。具体的には、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材に必要な、８００ＭＰａ以上の引張強度が得られる。

[0042] 結晶粒度番号は、次の方法により決定される。オーステナイト系ステンレス鋼材の長手方向と垂直な断面の中央部から顕微鏡観察用の試験片を作製する。試験片の表面のうち、上記断面に相当する表面（観察面という）を用いて、ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に規定される結晶粒度の顕微鏡試験方法を実施し、結晶粒度番号を評価する。具体的には、観察面を機械研磨後、周知の腐食液（グリセレジア、カーリング試薬又はマーブル試薬等）を用いて腐食し、観察面の結晶粒界を現出させる。腐食した表面上の１０視野において、各視野の結晶粒度番号を求める。各視野の面積は、約１０．２mm^2である。ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に規定された結晶粒度標準図との比較により、各視野における結晶粒度番号を評価する。各視野の結晶粒度番号の平均を、本実施形態

のオーステナイト系ステンレス鋼材の結晶粒度番号と定義する。

[0043] ［結晶粒度差ΔＧＳ］

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材ではさらに、オーステナイト系ステンレス鋼材全長のうち、任意の複数の部分で測定された結晶粒度番号の最大値と最小値の差（結晶粒度差ΔＧＳという）が１．５以下である。結晶粒度差ΔＧＳが１．５を超える場合、鋼材の複数の部分で測定された引張強度の最大値と最小値との差（強度差ΔＴＳ）が５０ＭＰａを超え、鋼材全長での強度ばらつきが大きくなる。結晶粒度差ΔＧＳが１．５以下である場合、強度差ΔＴＳが５０ＭＰａ以下となり、鋼材全長での強度ばらつきが抑えられる。そのため、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材は安定した高強度を有する。

[0044] 結晶粒度差ΔＧＳは次の方法で測定される。オーステナイト系ステンレス鋼材の全長において、長手方向の複数の任意部分から、上述と同様の顕微鏡観察用の試験片を作製する。各試験片を用いて、上述と同様に、ＡＳＴＭＥ　１１２に規定される結晶粒度の顕微鏡試験方法を実施し、結晶粒度番号を求める。得られた結晶粒度番号のうち、最大値と最小値を選び、最大値と最小値との差を結晶粒度差ΔＧＳと定義する。オーステナイト系ステンレス鋼材が鋼管、棒鋼、線材等である場合、熱間加工方向（圧延方向、押出し方向等）における鋼材両端部（トップ部及びボトム部）から試験片を採取して、結晶粒度差ΔＧＳを求める。ここで、トップ部は鋼材先端から中央部に向かって２００ｍｍの範囲内の部分、ボトム部は鋼材後端から中央部に向かって２００ｍｍの範囲内の部分と定義する。

[0045] 結晶粒度差ΔＧＳは小さい方が好ましい。結晶粒度差ΔＧＳの好ましい上限は１．３であり、さらに好ましくは１．０である。

[0046] ［合金炭窒化物］

鋼材に対して熱処理を実施して、粗大合金炭窒化物が析出すれば、析出強化により鋼材の強度が高まる。

[0047] 合金炭窒化物は、Ｃｒ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、Ｗ、Ｔａ等を主成分として含有

し、Cr_2N、Ｚ相即ちＣｒ（Ｎｂ，Ｖ）（Ｃ，Ｎ）、及び、ＭＸ型（Ｍ：Ｃｒ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、Ｗ、Ｔａ等、Ｘ：Ｃ、Ｎ）を含む。また、本発明における炭窒化物は、Ｃ（炭素）の含有量が究極的に少ない場合、即ち、窒化物である場合を含む。本発明における炭窒化物は、炭化物も含む。

[0048] 本実施形態において、鋼中の円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物（粗大合金炭窒化物）の個数は１０個／mm^2以上である。この場合、析出強化により、高い引張強度が得られる。粗大合金炭窒化物が多すぎれば鋼の靭性が低下する場合があるため、鋼中の粗大合金炭窒化物の個数の好ましい上限は、１．５×10^5個／mm^2である。熱処理温度を９３０℃～１０００℃未満として熱処理を実施すれば、１０個／mm^2以上の粗大合金炭窒化物が得られる。

[0049] ［粗大合金炭窒化物の個数測定方法］

粗大合金炭窒化物の個数は、次のとおり定義する。オーステナイト系ステンレス鋼材の長手方向に垂直な断面の中心部（鋼材中心軸を中心とした半径１０ｍｍの観察領域）を含むサンプルを採取する。サンプルの上記観察領域を鏡面研磨する。その後、観察領域内の任意の１０視野（２００μｍ×２００μｍ）において、エネルギー分散型Ｘ線分光器（ＥＤＳ）を備えた走査電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて、各視野の析出物及び介在物の中から、合金炭窒化物を特定する。各視野において特定された各合金炭化物の円相当径を画像解析により求める。円相当径とは、視野中の合金炭化物の面積を円に換算したときの直径（ｎｍ）を意味する。円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物（粗大合金炭窒化物）の個数を計測する。１０視野各々で得られた粗大合金炭窒化物の個数の平均値を、本明細書における、粗大合金炭窒化物の個数（個／mm^2）と定義する。

[0050] ［製造方法］

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材の製造方法の一例を説明する。本製造方法は、素材を準備する準備工程、素材に対して熱間加工を実施して中間材を製造する熱間加工工程、熱間加工した中間材を冷却する冷却工

程、及び、必要に応じて、冷却された中間材に対して熱処理を実施する熱処理工程を備える。以下、製造方法について説明する。

[0051] ［準備工程］

上述の化学組成を有する溶鋼を製造する。製造された溶鋼に対して、必要に応じて周知の脱ガス処理を実施する。脱ガス処理を実施した溶鋼から、素材を製造する。素材の製造方法はたとえば、連続鋳造法である。連続鋳造法により、連続鋳造材（素材）を製造する。連続鋳造材はたとえば、スラブ、ブルーム及びビレット等である。溶鋼を造塊法によりインゴットにしてもよい。

[0052] ［熱間加工工程］

素材（連続鋳造材又はインゴット）を周知の方法により熱間加工して、オーステナイト系ステンレス鋼材の中間材を製造する。中間材はたとえば、鋼管、棒鋼、及び線材等である。中間材はたとえば、ユジーン・セジュルネ法による熱間押出加工により製造される。

[0053] 熱間加工工程における加熱温度及び断面減少率は次のとおりである。

[0054] 加熱温度：１１６０℃以下

加熱温度が高すぎれば、結晶粒が粗大化し、鋼組織の結晶粒度番号が６．０未満になる。したがって、加熱温度は１１６０℃以下である。加熱温度の好ましい上限は、１１００℃である。

[0055] 加熱温度の下限は周知の温度でよい。加熱温度が低すぎれば、熱間加工後に後述の熱処理を実施しても、粗大合金炭窒化物が生成しにくい。したがって、加熱温度の好ましい下限は１０６０℃である。

[0056] 断面減少率：７０％超

熱間加工前の素材の断面積をＡ０（mm^2）、最終の熱間加工後の素材の断面積をＡ１（mm^2）とした場合、断面減少率ＲＡ（％）は式（１）で定義される。

ＲＡ＝（Ａ０－Ａ１）／Ａ０×１００　（１）

[0057] 上記断面減少率が７０％以下であれば、鋼材中に導入されるひずみ量が不

足するため、結晶粒が微細化しにくい。断面減少率が７０％以上であれば、熱間加工により十分にひずみが導入されて結晶粒が微細化し、結晶粒度番号が６．０以上になる。断面減少率の好ましい下限は７５％である。

[0058] 熱間加工時の素材の温度差ΔＴ：１００℃以下

熱間加工工程において、素材のうち、最初に熱間加工を完了する部分の熱間加工完了時の温度（初期温度という）と、最後に熱間加工を完了する部分の熱間加工完了時の温度（終期温度という）との差（温度差ΔＴ）は、１００℃以下である。

[0059] たとえば、穿孔圧延、熱間押出し、熱間圧延を実施して中間品を製造する場合、素材のうち最初に熱間加工を完了する部分は素材のトップ部であり、最後に熱間加工を完了する部分はボトム部である。したがってこの場合、初期温度はトップ部の熱間加工完了時の温度であり、終期温度はボトム部の熱間加工完了時の温度である。

[0060] 素材温度差ΔＴが１００℃を超えれば、鋼材全長における温度ばらつきが大きすぎる。この場合、トップ部の結晶粒度とボトム部の結晶粒度とが大きく異なり、結晶粒度差ΔＧＳが１．５を超える。その結果、強度差ΔＴＳが５０ＭＰａを超える。

[0061] 素材温度差ΔＴが１００℃以下であれば、トップ部及びボトム部の結晶粒度のばらつきが抑制され、結晶粒度差ΔＧＳが１．５以下となる。その結果、強度差ΔＴＳが５０ＭＰａ以下となる。温度差ΔＴの好ましい上限は９０℃であり、さらに好ましくは８０℃である。

[0062] ［冷却工程］

冷却工程では、熱間加工後の中間品を０．１０℃／ｓｅｃ以上で冷却する。冷却速度が０．１０℃／ｓｅｃ未満である場合、σ相が析出する。σ相は、耐腐食性を低下する。耐食性を高めるためには、σ相の生成を抑えなければならない。冷却速度が０．１０℃／ｓｅｃ未満である場合はさらに、結晶粒が粗大化し、鋼の強度が低下する。したがって、冷却速度は０．１０℃／ｓｅｃ以上である。

[0063] 冷却後の中間品に対して、曲がり矯正を実施して、中間品の曲がりを強制してもよい。曲がり矯正を実施する場合、たとえば、冷却装置の下流側、及び／又は、加熱装置の上流側に曲がり矯正機をインラインまたはオフラインで配設する。

[0064] 冷却後又は曲がり矯正後の中間品に対して、デスケール処理を実施してもよい。デスケール処理はたとえば、酸洗やショットブラストにより実施する。デスケール処理は、それ以前の工程で加熱を受け、中間品の表面に不可避的に形成された酸化スケールを除去するために行う。以上の工程により、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼材が製造される。

[0065] ［熱処理工程］

熱処理工程では、粗大合金炭窒化物を１０個／ｍｍ^{2}以上析出する。これにより、オーステナイト系ステンレス鋼材の引張強度がさらに高まる。熱処理温度は次のとおりである。

[0066] 熱処理温度：９３０℃～１０００℃未満

熱処理温度が９３０℃未満であれば、オーステナイト単相の組織が得られず、強度が低下する。熱処理温度が９３０℃未満であればさらに、σ相が生成され、鋼の耐腐食性が低下する。一方、熱処理温度が１０００℃以上であれば、鋼中の粗大な合金炭窒化物が小さくなるか、又は完全に固溶してしまい、粗大合金炭窒化物の個数が１０個／ｍｍ^{2}未満となる。その結果、析出強化が得られない。

[0067] 熱処理温度が９３０℃～１０００℃未満であれば、粗大合金炭窒化物が析出し、粗大合金炭窒化物の個数が１０個／ｍｍ^{2}以上となる。その結果、析出強化により鋼材の強度がさらに高まる。熱処理温度が１０００℃未満であればさらに、粗大合金炭窒化物が十分に析出し、粒度番号が６．０～８．０未満の範囲でも安定して８００ＭＰａ以上の強度が得られる。

[0068] なお、熱処理温度が上記範囲を外れても、結晶粒度番号が６．０以上であり、鋼中の粗大合金炭窒化物の個数が１０個／ｍｍ^{2}以上であれば、高い強度が得られ、結晶粒度差ΔＧＳが１．５以下であれば、強度差ΔＴＳを５０Ｍ

Ｐａ以下に抑えることができる。

[0069] 熱処理時における上記熱処理温度での保持時間は特に限定されないが、たとえば１分以上である。

[0070] 本実施形態による製造方法は、熱処理工程後に、冷間加工を実施する、冷間加工工程を備えてもよい。ただし、粗大合金炭窒化物が得られなくなる場合があるため、冷間加工工程後に固溶化熱処理は実施しない。

実施例

[0071] 表１の化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0072]

[表1]

TABLE 1

鋼	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Mo	V	Nb
A	0.03	0.3	4.5	0.02	0.0003	12.0	22.3	0.32	2.1	0.2	0.2
B	0.03	0.4	4.4	0.01	0.0008	12.1	21.9	0.32	2.1	0.2	0.2
C	0.01	0.3	5.2	0.02	0.0002	13.1	22.0	0.32	2.2	0.2	0.2
D	0.01	0.4	5.3	0.01	0.0004	12.9	21.8	0.31	–	–	–
E	0.01	0.3	5.2	0.02	0.0020	13.2	22.0	0.32	–	–	0.1
F	0.03	0.4	4.5	0.02	0.0020	15.6	22.1	0.19	2.1	0.1	0.1

[0073] 溶鋼を用いて、３４００ｋｇのインゴットを製造した。インゴットに対して熱間加工してオーステナイト系ステンレス鋼棒（中間品）（直径４５～７５ｍｍ×長さ３０００ｍｍ）を製造した。熱間加工時での初期温度（トップ部の熱間押出し完了時の温度）、終期温度（ボトム部の熱間押出し完了時の温度）、及び断面減少率ＲＡ（％）は表２に示すとおりであった。

[0074]

[表2]

TABLE2

試験番号	鋼	加熱温度 (℃)	初期温度 (℃)	終期温度 (℃)	温度差 ΔT (℃)	断面減少率 RA (%)	冷却速度 (℃/秒)	熱処理温度 (℃)	トップ部結晶粒度番号	ボトム部結晶粒度番号	粒度差 ΔGS	粗大合金炭窒化物の個数 (個/mm^2)	トップ部TS (MPa)	ボトム部TS (MPa)	強度差 ΔTS (MPa)	平均TS (MPa)
1	B	1102	1102	1003	99	80.2	1.00	993	7.6	8.3	0.7	141	821.0	840.8	19.8	830.9
2	B	1038	1038	1038	0	88.9	0.70	973	8.9	8.9	0.0	183	860.7	857.4	3.3	859.1
3	D	1150	1150	1101	49	76.0	1.10	994	7.0	7.3	0.3	139	804.5	811.3	6.8	807.9
4	E	1150	1150	1101	49	76.0	0.20	979	7.1	7.3	0.2	170	808.4	817.7	9.3	813.1
5	A	1210	1210	1161	49	91.4	2.10	960	4.3	4.6	0.3	210	751.8	762.3	10.5	757.1
6	A	1180	1180	1147	33	89.2	0.20	1002	4.6	4.8	0.2	122	757.8	778.5	20.7	768.2
7	B	1162	1162	1113	49	93.8	0.50	984	5.8	6.1	0.3	160	773.8	800.1	26.3	787.0
8	C	1150	1150	709	441	12.0	1.00	1029	3.6	5.3	1.7	65	738.2	790.3	52.1	764.3
9	C	1150	1150	1134	16	10.0	0.70	985	5.8	5.9	0.1	158	770.3	777.1	6.8	773.7
10	C	1150	1150	1117	33	90.0	0.07	980	4.8	5.2	0.4	156	777.5	793.2	15.7	785.4
11	C	1130	1130	1048	82	85.0	0.30	600	7.2	7.7	0.5	156400	792.7	799.0	6.3	795.9
12	C	1150	1150	1117	33	97.0	0.90	1200	4.0	4.2	0.2	0	741.6	743.0	1.4	742.3
13	F	1150	1150	1150	0	76.0	0.40	1031	6.1	6.1	0.0	61	730.4	739.3	8.9	734.9
14	A	1140	1140	1124	16	71.0	0.10	1100	6.2	6.3	0.1	0	762.7	768.9	6.2	765.8
15	B	1093	1093	1060	33	76.0	0.50	1097	6.5	6.7	0.2	0	768.3	787.1	18.8	777.7
16	C	1157	1157	1013	144	72.0	0.40	960	6.0	8.8	2.8	210	802.0	860.7	58.7	831.4
17	C	1143	1143	1021	122	71.0	1.20	1046	6.1	8.9	2.8	29	800.5	862.1	61.6	831.3
18	A	1150	1150	1101	49	76.0	1.00	–	6.3	6.8	0.5	0	782.4	795.2	12.8	788.8

[0075] 製造された素管を表２に示す冷却速度で冷却した。さらに、冷却された素管に対して、曲がり矯正及びデスケール処理を実施した。さらに、表２に示す熱処理温度で熱処理を実施してオーステナイト系ステンレス鋼材（鋼管）を製造した。保持時間は４５分であった。試験番号１８では、熱処理は実施しなかった。なお、引張強度（結晶粒度）は、熱間加工時の加工完了温度の影響が大きく、温度が高いトップ部が高強度（結晶粒度小）、温度が低いボトム部が低強度（結晶粒度大）となる傾向がある。そのため、引張強度の最大値と最小値とを、トップ部とボトム部とで測定した。

[0076] ［結晶粒度番号測定］

製造された各試験番号の鋼材の熱間加工でのトップ部及びボトム部から採取した試験片を用いて、上述のＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に基づいて結晶粒度試験を実施した。サンプルは各鋼材のトップ部及びボトム部に相当する位置（肉厚中央部）から採取した。トップ部とボトム部との結晶粒度番号を求め、さらに、結晶粒度差ΔＧＳを求めた。得られた結晶粒度番号及び結晶粒度差ΔＧＳを表２に示す。

[0077] ［粗大合金炭窒化物の個数計測］

各試験番号の鋼材の肉厚中央部から試験片を採取した。採取された試験片を用いて、上述の方法により粗大合金炭窒化物の個数（個／ｍｍ^2）を求めた。

[0078] ［引張試験］

各試験番号の鋼材のトップ部、ボトム部の中心部から、丸棒引張試験片を採取した。丸棒引張試験片は鋼材（鋼管）の肉厚中央部を含み、丸棒試験片の平行部は、鋼材の長手方向に平行であった。平行部の直径は５ｍｍであった。丸棒試験片を用いて、ＪＩＳ　Ｚ２２４１（２０１１）に準拠して、常温（２５℃）、大気中にて引張試験を実施し、各試験番号のトップ部、ボトム部の引張強度ＴＳ（ＭＰａ）を求めた。さらに、各試験番号での強度差ΔＴＳ（ＭＰａ）を求めた。

[0079] ［試験結果］

表２に試験結果を示す。

[0080] 表２を参照して、試験番号１～４の鋼の化学組成及び製造条件が適切であった。そのため、結晶粒度番号が６．０以上であり、結晶粒度差ΔＧＳが１．５以下であった。さらに、粗大合金炭窒化物の個数が１０個／ｍｍ^{2}以上であった。そのため、引張強度が８００ＭＰａ以上と高く、さらに、強度差ΔＴＳが５０ＭＰａ以下であり、鋼材全長にわたって安定した高強度が得られた。

[0081] 一方、試験番号５～７では、化学組成は適切であったものの、熱間加工時の加熱温度が高すぎた。そのため、トップ部及び／又はボトム部での結晶粒度番号が６．０未満であった。その結果、鋼の強度が８００ＭＰａ未満となり、強度が低かった。

[0082] 試験番号８では、化学組成は適切であったものの、熱間加工時の温度差ΔＴが１００℃を超え、かつ、断面減少率が７０％未満であった。そのため、結晶粒度番号が６．０未満となり、結晶粒度差ΔＧＳが１．５を超えた。その結果、鋼の強度が８００ＭＰａ未満となり、強度が低かった。さらに、強度差ΔＴＳが５０ＭＰａを超え、強度ばらつきが大きかった。

[0083] 試験番号９では、化学組成は適切であったものの、熱間加工時の断面減少率が７０％未満であった。そのため、結晶粒度番号が６．０未満となった。その結果、引張強度が８００ＭＰａ未満となり、強度が低かった。

[0084] 試験番号１０では、化学組成は適切であったものの、熱間加工後の冷却速度が０．１０℃／ｓｅｃ未満であった。そのため、結晶粒度番号が６．０未満となった。その結果、鋼の強度が８００ＭＰａ未満となり、強度が低かった。

[0085] 試験番号１１では、化学組成は適切であったものの、冷却後の熱処理温度が９３０℃未満であった。その結果、鋼の強度が８００ＭＰａ未満となり、強度が低かった。

[0086] 試験番号１２では、化学組成は適切であったものの、冷却後の熱処理温度が１２００℃と高すぎた。そのため、粗大合金炭窒化物の個数が１０個／ｍ

m^2未満となり、結晶粒度番号が６．０未満となった。その結果、引張強度が８００ＭＰａ未満となった。

[0087] 試験番号１３では、Ｎ含有量が低すぎた。その結果、引張強度が８００ＭＰａ未満となった。

[0088] 試験番号１４及び１５では、化学組成は適切であったものの、冷却後の熱処理温度が１０００℃以上であった。そのため、粗大合金炭窒化物の個数が１０個／ｍｍ^{2}未満となった。その結果、引張強度が８００ＭＰａ未満となった。

[0089] 試験番号１６及び１７では、化学組成は適切であったものの、熱間加工時の鋼材温度差ΔＴが１００℃を超えた。そのため、結晶粒度差ΔＧＳが１．５を超えた。その結果、強度差ΔＴＳが５０ＭＰａを超え、強度ばらつきが大きかった。

[0090] 試験番号１８では、熱処理を実施しなかった。そのため、粗大合金炭窒化物が存在しなかった。その結果、引張強度が８００ＭＰａ未満となった。

[0091] 以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

請求の範囲

[請求項1] オーステナイト系ステンレス鋼材であって、

質量％で、

Ｃ：０．１０％以下、

Ｓｉ：１．０％以下、

Ｍｎ：３～８％、

Ｐ：０．０５％以下、

Ｓ：０．０３％以下、

Ｎｉ：１０～２０％、

Ｃｒ：１５～３０％、

Ｎ：０．２０～０．７０％、

Ｍｏ：０～５．０％、

Ｖ：０～０．５％、及び、

Ｎｂ：０～０．５％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、

ＡＳＴＭ　Ｅ　１１２に準拠した結晶粒度番号が６．０以上であり、

引張強度が８００ＭＰａ以上であり、

前記引張強度の最大値と最小値との差が５０ＭＰａ以下であり、

鋼中の円相当径が１０００ｎｍを超える合金炭窒化物の個数が１０個／mm^2以上である、オーステナイト系ステンレス鋼材。

[請求項2] 請求項１に記載のオーステナイト系ステンレス鋼材であって、

前記化学組成は、

Ｍｏ：１．５～５．０％、

Ｖ：０．１～０．５％、及び、

Ｎｂ：０．１～０．５％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する、オーステナイト系ステンレス鋼材。

[請求項3] 請求項１又は請求項２に記載のオーステナイト系ステンレス鋼材で

あって、

前記結晶粒度番号の最大値と最小値との差が１．５以下である、オーステナイト系ステンレス鋼材。

[請求項4] 請求項１～請求項３のいずれか１項に記載のオーステナイト系ステンレス鋼材であって、

前記オーステナイト系ステンレス鋼材は、鋼管、棒鋼、又は線材である、オーステナイト系ステンレス鋼材。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/014008

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D8/00*(2006.01)i, *C22C38/58*(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00, C21D8/00, C22C38/58

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2012/132992 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 04 October 2012 (04.10.2012), & JP 5131794 B2 & US 2014/0017111 A1 & EP 2692886 A1 & CN 103476959 A & KR 10-2013-0121981 A	1-4
A	WO 2015/159554 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 22 October 2015 (22.10.2015), & JP 2016-128608 A & US 2017/0029911 A1 & EP 3133179 A1 & CN 106170576 A & KR 10-2016-0138277 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	Date of mailing of the international search report
13 June 2017 (13.06.17)	04 July 2017 (04.07.17)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/014008

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P,A	WO 2016/068009 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 06 May 2016 (06.05.2016), & JP 6004140 B1 & KR 10-2017-0029617 A	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１７／０１４００８

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, C21D8/00(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, C21D8/00, 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	１９７１－２０１７年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１７年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１７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 2012/132992 A1 (住友金属工業株式会社) 2012.10.04, & JP 5131794 B2 & US 2014/0017111 A1 & EP 2692886 A1 & CN 103476959 A & KR 10-2013-0121981 A	1-4
A	WO 2015/159554 A1 (新日鐵住金株式会社) 2015.10.22, & JP 2016-128608 A & US 2017/0029911 A1 & EP 3133179 A1 & CN 106170576 A & KR 10-2016-0138277 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
１３．０６．２０１７	０４．０７．２０１７

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　４４２６
坂巻　佳世
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
P,A	WO 2016/068009 A1 (新日鐵住金株式会社) 2016.05.06, & JP 6004140 B1 & KR 10-2017-0029617 A	1-4