(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8月30日(30.08.2018)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2018/155604 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21C 7/064* (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) *C21C 7/10* (2006.01)
C21C 7/06 (2006.01) *C21D 8/06* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2018/006606

(22) 国際出願日： 2018年2月23日(23.02.2018)

(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 2017-033874 2017年2月24日(24.02.2017) 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: 宮越 有祐 (**MIYAKOSHI, Yusuke**); 〒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). 高須賀 幹(**TAKASUGA, Motoki**); 〒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).

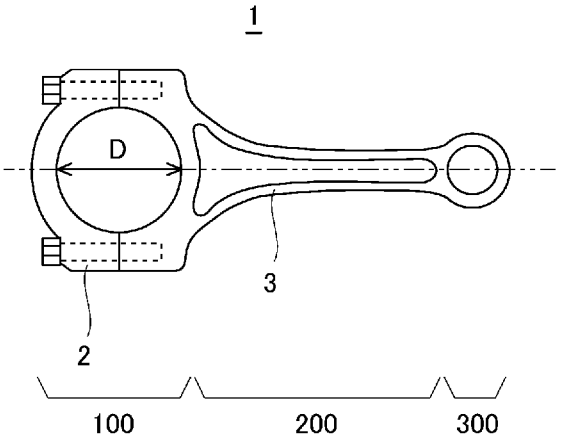
(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, 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,

(54) **Title:** UNTEMPERED STEEL BAR

(54) 発明の名称： 非調質棒鋼

FIG. 1



(57) **Abstract:** Provided is an untempered steel bar that has excellent hot workability, has high yield strength, high fatigue strength, and excellent machinability after hot forging, and has excellent cracking characteristics even if bainite is generated after hot forging. This untempered steel bar has a chemical composition that: contains 0.39–0.55 mass% of C, 0.10 – 1.00 mass% of Si, 0.50 – 1.50 mass% of Mn, 0.010 –0.100 mass% of P, 0.040 – 0.130 mass% of S, 0.05 – 0.50 mass% of Cr, 0.05 – 0.40 mass% of V, 0.10 – 0.25 mass% of Ti, 0.003 – 0.100 mass% of Al, and no more than 0.020 mass% of N, with the remainder being Fe and unavoidable impurities; and satisfies formula (1). The number density of Al_2O_3 inclusions that are at least 70.0 mass% Al_2O_3 and for which the square root of the area thereof is at least 3 μm is 0.05 – 1.00/mm^2. Formula (1) $0.60 \leq C+0.2Mn+0.25Cr+0.75V+0.81Mo \leq 1.00$.

WO 2018/155604 A1

［続葉有］

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)）

(57) 要約：優れた熱間加工性を有し、熱間鍛造後において高い降伏強度、高い疲労強度、及び、優れた被削性を有し、熱間鍛造後にベイナイトが生成しても、優れたクラッキング性が得られる非調質棒鋼を提供する。本開示による非調質棒鋼は、質量％で、Ｃ：０．３９～０．５５％、Ｓｉ：０．１０～１．００％、Ｍｎ：０．５０～１．５０％、Ｐ：０．０１０～０．１００％、Ｓ：０．０４０～０．１３０％、Ｃｒ：０．０５～０．５０％、Ｖ：０．０５～０．４０％、Ｔｉ：０．１０％～０．２５％、Ａｌ：０．００３～０．１００％、及び、Ｎ：０．０２０％以下を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する。Al_2O_3を質量％で７０．０％以上含有し、√ＡＲＥＡが３μｍ以上であるAl_2O_3系介在物の数密度が０．０５～１．００個／mm^2である。０．６０≦Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏ≦１．００（１）

明　細　書

発明の名称 ： 非調質棒鋼

技術分野

[0001] 本発明は、棒鋼に関し、さらに詳しくは、非調質の熱間鍛造品に用いられる棒鋼（以下、「非調質棒鋼」と称する）に関する。

背景技術

[0002] 自動車エンジン等に用いられるコネクティングロッド（以下、「コンロッド」とも称する）は、ピストンとクランクシャフトとを連結するエンジン部品であり、ピストンの往復運動をクランクの回転運動に変換する。

[0003] 図１は従来のコンロッドの正面図である。図１に示すとおり、従来のコンロッド１は、大端部１００と、棹部２００と、小端部３００とを含む。棹部２００の一端に大端部１００が配置され、棹部２００の他端に小端部３００が配置される。大端部１００はクランクピンに連結される。小端部３００はピストンに連結される。

[0004] 従来のコンロッド１は２つの部品（キャップ２及びロッド３）を備える。これらの部品は通常、熱間鍛造により製造される。キャップ２及びロッド３の一端部が大端部１００に相当する。ロッド３の一端部以外の他の部分が、棹部２００及び小端部３００に相当する。大端部１００及び小端部３００は切削して形成される。そのため、コンロッド１には高い被削性が求められる。

[0005] コンロッド１は、エンジン動作時に周辺部材からの荷重を受ける。最近ではさらに、省燃費化のために、コンロッド１の小型化及びシリンダ内の筒内圧力の向上が求められている。そのため、コンロッド１には、棹部２００を細くしても、ピストンから伝わる爆発荷重に対応可能な優れた降伏強度が求められている。さらに、コンロッドには、繰り返しの圧縮荷重及び引張荷重がかかるため、優れた疲労強度も求められる。

[0006] また、近年、省エネルギー及び低コスト化の観点から、調質処理（焼入れ

及び焼戻し）を省略した非調質コンロッドが採用されはじめている。したがって、熱間鍛造後、調質処理をしなくても、十分な降伏強度、疲労強度及び被削性が得られる非調質鋼が求められている。

[0007] ところで、従来のコンロッド１は、上記のとおりキャップ２とロッド３とが別々に製造される。そのため、キャップ２とロッド３との位置決めのために、ノックピン加工工程が実施される。さらに、キャップ２とロッド３との合わせ面に対して切削加工工程が実施される。そこで、これらの工程を省略可能なクラッキングコンロッドが普及し始めている。

[0008] クラッキングコンロッドでは、コンロッドを一体成型した後、大端部１００の孔に治具を挿入し、応力を負荷して大端部１００を破断して、２つの部品（キャップ２及びロッド３に相当）に分割する。そして、クランクシャフトに取り付けるときに、分割された２つの部品を結合する。大端部１００の破断面が変形のない脆性破面であれば、キャップ２及びロッド３の破断面を合わせ、ボルトで連結することができる。したがってこの場合、ノックピン加工工程及び切削加工工程が省略される。その結果、製造コストが下がる。

[0009] 特開２００４－２７７８１７号公報（特許文献１）、特開２０１１－１９５８６２号公報（特許文献２）、国際公開第２００９／１０７２８２号（特許文献３）、及び、特開２００６－３３６０７１号公報（特許文献４）は、クラッキング性の高い鋼を提案する。

[0010] 特許文献１に開示されている高強度非調質鋼は、重量％でＣ：０．２～０．６％、Ｓｉ：０．１～２％、Ｍｎ：０．１～１．５％、Ｓ：０．０３～０．２％、Ｐ：０．０２～０．１５％、Ｃｕ：０．０３～１％、Ｎｉ：０．０３～１％、Ｃｒ：０．０５～１％、Ｖ：０．０２～０．４％、Ｔｉ：０．０１～０．８％、ｓ－Ａｌ：０．００５～０．０４５％、Ｎ：０．００８～０．０３５％、残部が不可避的不純物及びＦｅから成る組成であり、フェライトパーライト組織を有する。鋼中のＴｉＮ介在物の最大直径は５μｍ以上且つその量は数密度で５個／ｍｍ^{2}以上である。この高強度非調質鋼は、高強度、高い被削性、高い破断分離性能を有する。さらに、破断時の破面に良好な

凹凸を形成することができる、と特許文献１には記載されている。

[0011] 特許文献２に開示されている熱間鍛造用非調質鋼は、質量％でＣ：０．３５～０．５５％、Ｓｉ：０．１５～０．４０％、Ｍｎ：０．５０～１．００％、Ｐ：０．１００％以下、Ｓ：０．０４０～０．１００％、Ｃｒ：１．００％以下、Ｖ：０．２０～０．５０％、Ｃａ：０．０００５～０．０１００％、Ｎ：０．０１５０％以下を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物よりなる。鋼の化学組成は、２Ｍｎ＋５Ｍｏ＋Ｃｒ≦３．１を満たし、Ｃ＋Ｓｉ／５＋Ｍｎ／１０＋１０Ｐ＋５Ｖ≧１．８を満たし、Ｃｅｑ＝Ｃ＋Ｓｉ／７＋Ｍｎ／５＋Ｃｒ／９＋Ｖが０．９０～１．１０を満たす。鋼の硬さはＨＶ３３０以上であり、降伏比は０．７３以上である。鋼の組織は、ベイナイトが１０％以下のフェライト・パーライト組織である。この熱間鍛造用非調質鋼は、高強度を確保しつつ、優れた被削性と破断分離性を確保できる熱間鍛造非調質鋼部品を提供することができる、と特許文献２には記載されている。

[0012] 特許文献３に開示されている熱間鍛造用非調質鋼は、質量％で、Ｃ：０．３５％超～０．６０％、Ｓｉ：０．５０～２．５０％、Ｍｎ：０．２０～２．００％、Ｐ：０．０１０～０．１５０％、Ｓ：０．０４０～０．１５０％、Ｖ：０．１０～０．５０％、Ｚｒ：０．０００５～０．００５０％、Ｃａ：０．０００５～０．００５０％、Ｎ：０．００２０～０．０２００％を含有し、Ａｌ：０．０１０％未満に制限し、残部が実質的にＦｅ及び不可避的不純物よりなる。この熱間鍛造用非調質鋼は、破断分離性及び被削性に優れる、と特許文献３には記載されている。

[0013] 特許文献４に開示されているコンロッド用鋼は、質量％で、Ｃ：０．１～０．５％、Ｓｉ：０．１～２％、Ｍｎ：０．５～２％、Ｐ：０．１５％以下（０％を含まない）、Ｓ：０．０６～０．２％、Ｎ：０．０２％以下（０％を含まない）、Ｃａ：０．０００１～０．００５％、及び、Ａｌ：０．００１～０．０２％を含有し、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる。このコンロッド用鋼は、鋼中に存在する酸化物系介在物の組成を所定の範囲内に制

御する。具体的には、酸化物系介在物がAl_2O_3を主体とする場合やSiO_2を主体とする場合、破断分割性が不十分である。そこで、この文献では、酸化物系介在物中において、Al_2O_3、SiO_2、及び、CaOの三成分に偏りが生じないようにする。これにより、破断分割性を高めることができる、と特許文献４には記載されている（特許文献４の段落［０００９］参照）。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1：特開２００４－２７７８１７号公報

特許文献2：特開２０１１－１９５８６２号公報

特許文献3：国際公開第２００９／１０７２８２号

特許文献4：特開２００６－３３６０７１号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0015] クラッキングコンロッドは通常、コンロッドの一体成型を、熱間鍛造によって実施する。本明細書において、熱間鍛造後の非調質棒鋼を「熱間鍛造品」とも言う。ここで、クラッキングコンロッドを量産する場合、熱間鍛造工程において、加熱炉の温度ばらつきや加工発熱などにより、熱間鍛造品内に部分的にベイナイトが生じる場合がある。この場合、熱間鍛造品のクラッキング性が低下する。

[0016] 具体的には、ベイナイトの靭性は高いため、熱間鍛造品のミクロ組織にベイナイトが存在すれば、クラッキング後の破断面に延性破面が生じやすくなる。延性破面が生じた場合、大端部が塑性変形していることになる。そのため、破断面を合わせてもきれいに整合せず、図１中の大端部１００の内径Ｄが所望の数値からずれる。その結果、クランク連結部（大端部１００）で片当たりが生じ、自動車走行時の振動や騒音の原因となる場合がある。

[0017] 上述の特許文献１では、熱間鍛造品中にベイナイトが生成した場合に、破断面に延性破面が生じ、大端部の内径が変形してクラッキング性が低下する

場合がある。

[0018] 特許文献２では、熱間鍛造品中でのベイナイトの生成をある程度許容する。しかしながら、特許文献２の鋼の場合、ベイナイト率が１０％を超える場合に破断面に延性破面が生じ、クラッキング性が低下する場合がある。

[0019] 特許文献３では、熱間鍛造品のミクロ組織が主としてフェライト及びパーライトからなることを前提としている。そのため、熱間鍛造品にベイナイトが生成した場合、クラッキング性が低下する場合がある。

[0020] 特許文献４では、熱間鍛造品中にベイナイトが生成した場合のクラッキング性についての言及がない。そのため、熱間鍛造品中にベイナイトが生成したとき、クラッキング性が低い場合がある。

[0021] 本開示の目的は、優れた熱間加工性を有し、熱間鍛造後において高い降伏強度、高い疲労強度、及び、優れた被削性を有し、熱間鍛造後にベイナイトが生成しても、優れたクラッキング性を有する非調質棒鋼を提供することである。

課題を解決するための手段

[0022] 本開示による非調質棒鋼は、質量％で、Ｃ：０．３９～０．５５％、Ｓｉ：０．１０～１．００％、Ｍｎ：０．５０～１．５０％、Ｐ：０．０１０～０．１００％、Ｓ：０．０４０～０．１３０％、Ｃｒ：０．０５～０．５０％、Ｖ：０．０５～０．４０％、Ｔｉ：０．１０％～０．２５％、Ａｌ：０．００３～０．１００％、Ｎ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０～０．４０％、Ｎｉ：０～０．２０％未満、Ｍｏ：０～０．１０％、Ｐｂ：０～０．３０％、Ｔｅ：０～０．３０００％、Ｃａ：０～０．０１００％、及び、Ｂｉ：０～０．３０００％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する。本開示による非調質棒鋼は、鋼中において、Al_2O_3を質量％で７０．０％以上含有し、$\sqrt{AREA}$が３μｍ以上であるAl_2O_3系介在物の数密度が０．０５～１．００個／ｍｍ^{2}である。

０．６０≦Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏ≦１．００　（１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

発明の効果

[0023] 本開示による非調質棒鋼は、優れた熱間加工性を有し、熱間鍛造後において高い降伏強度、高い疲労強度、及び、優れた被削性を有し、熱間鍛造後にベイナイトが生成しても、優れたクラッキング性を有する。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]図１は、従来のコネクティングロッドの正面図である。

[図2A]図２Ａは、実施例におけるクラッキング性評価試験で用いた試験片の平面図である。

[図2B]図２Ｂは、図２Ａに示した試験片の断面図である。

[図2C]図２Ｃは、図２Ａの試験片を破断分離した状態を示す試験片の平面図である。

[図2D]図２Ｄは、図２Ｃの試験片をボルトで締結した状態を示す試験片の平面図である。

発明を実施するための形態

[0025] 以下、本発明の実施の形態を詳しく説明する。

[0026] 本発明者らは、非調質棒鋼の熱間加工性、及び、熱間鍛造後の非調質棒鋼（熱間鍛造品）の降伏強度、疲労強度、被削性、及び、クラッキング性について調査及び検討を行った。その結果、本発明者らは次の知見を得た。

[0027] （Ａ）強度及び被削性について

強度と被削性とは、相反する機械特性である。しかしながら、化学成分を適正に調整できれば、これらの機械特性の両立が可能である。

[0028] ｆｎ１＝Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏと定義する。ｆｎ１は強度の指標であり、降伏強度と正の相関を示す。質量％で、Ｃ：０．３９～０．５５％、Ｓｉ：０．１０～１．００％、Ｍｎ：０．５０～１．５０％、Ｐ：０．０１０～０．１００％、Ｓ：０．０４０～０．１３０％、Ｃｒ：０．０５～０．５０％、Ｖ：０．０５～０．４０％、Ｔｉ：

０．１０％～０．２５％、Ａｌ：０．００３～０．１００％、Ｎ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０～０．４０％、Ｎｉ：０～０．２０％未満、Ｍｏ：０～０．１０％、Ｐｂ：０～０．３０％、Ｔｅ：０～０．３０００％、Ｃａ：０～０．０１００％、及び、Ｂｉ：０～０．３０００％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有する非調質棒鋼において、ｆｎ１が１．００よりも高ければ、鋼の強度が高くなりすぎ、鋼の被削性が低下する。ｆｎ１が０．６０未満であれば、鋼の降伏強度が低すぎる。上記化学組成を有する非調質棒鋼において、ｆｎ１が０．６０～１．００であれば、熱間鍛造後においても優れた降伏強度及び被削性が得られる。

[0029] （Ｂ）クラッキング性について

本明細書において、「クラッキング性が高い」とは、熱間鍛造品の破断面に延性破面が生じにくいことを意味する。上述のとおり、熱間鍛造品のクラッキング性を高めるためには、熱間鍛造品の靭性は低いほうが好ましい。ここで、クラッキングコンロッドに用いられる熱間鍛造品は、通常、ＪＩＳ Ｚ ２２４２（２００５）に規定されるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーＥ（２ｍｍＶ）が２０Ｊ／ｃｍ^{2}未満程度である。また、ＡＳＴＭ Ｅ３９９－０６に規定される破壊靭性値K_Qが４０ＭＰａ$\sqrt{m}$未満程度である。

[0030] 上述のとおり、熱間鍛造品は、ミクロ組織中にベイナイトが生じる場合がある。ベイナイトは靭性が高いため、ベイナイトが生じた熱間鍛造品は、クラッキング後の破断面に延性破面が生じやすい。すなわち、ミクロ組織にベイナイトが生じた場合、熱間鍛造品のクラッキング性が低下する。そこで、本発明者らは、ミクロ組織中にベイナイトが生じた場合であっても、クラッキング性を高めることについて、調査及び検討を行った。その結果、上述の化学組成を有し、式（１）も満たす非調質棒鋼に残存した酸化物系介在物のうち、特にAl_2O_3を主体とするAl_2O_3系介在物が、熱間鍛造品のクラッキング性の向上に寄与することを、本発明者らは見出した。以下、この点について詳述する。

[0031] ＡｌはＡｌ$_2$Ｏ$_3$を形成する。通常、Ａｌ$_2$Ｏ$_3$は溶鋼中で凝集、合体、及び、浮上し、除去される。一方、一部のＡｌ$_2$Ｏ$_3$は鋼中に残存して、Ａｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物を形成する。ここで、本明細書において、Ａｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物とは、Ａｌ$_2$Ｏ$_3$を質量％で７０．０％以上含有する介在物を意味する。

[0032] 鋼中に残存したＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物は、棒鋼や熱間鍛造品においても固溶せずに残存する。すなわち、熱間鍛造品中に残存するＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物は、熱間鍛造品のクラッキング性を高めることができる。この理由について本発明者らは、次のとおりに考えている。

[0033] 鋼中のＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物は鋼母材と比較して、靭性が極めて低い。そのため、クラッキング時にＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物が脆性破壊する。脆性破壊したＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物が破壊の起点となり、脆性破壊したＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物とマトリクスとの界面で鋭い初期亀裂が発生する。鋭い亀裂の先端は塑性拘束が強いため、鋼に脆性破壊が生じやすい。初期亀裂から脆性的に進展した亀裂が、隣り合う他のＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物から生じた亀裂と結合することにより、脆性破壊が進展し、その結果、脆性破面が生成する。したがって、靭性の高いベイナイトが含まれるミクロ組織においても、Ａｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物によって上記初期亀裂が発生すれば、脆性的な亀裂が進展しやすくなる。そのため、破断面が脆性破面となり、延性破面が抑制される。その結果、優れたクラッキング性が得られる。

[0034] 一方、Ａｌ以外の脱酸剤として、ＳｉやＣａなども広く用いられている。ＳｉおよびＣａは、溶鋼中でＳｉＯ$_2$及びＣａＯを形成する。鋼中で、ＳｉＯ$_2$は鋼の疲労強度や熱間加工性を低下しやすい。また、ＣａＯはＡｌ$_2$Ｏ$_3$と比較して靭性が高いため、鋼のクラッキング性をＡｌ$_2$Ｏ$_3$よりも高めることができない。

[0035] 以上のとおり、鋼の熱間加工性を維持しつつ、熱間鍛造後のクラッキング性を高めるためには、鋼中の酸化物系介在物のうち、ＳｉＯ$_2$及びＣａＯを利用するのではなく、Ａｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物を利用するのが適切である。以上の考

えに基づいて、本発明者らはさらに、Al_2O_3系介在物の適切な数密度について調査及び検討を行った。その結果、上述の化学組成を有し、式（１）を満たす非調質棒鋼において、鋼中の$\sqrt{AREA}$で３μｍ以上のAl_2O_3系介在物（以下、「粗大Al_2O_3系介在物」とも称する）の数密度が０．０５～１．００個／mm^2であれば、熱間加工性、及び、熱間鍛造後の降伏強度、疲労強度、及び、被削性を維持しつつ、熱間鍛造後にベイナイトがある程度生じても優れたクラッキング性が得られることを見出した。

[0036] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態による非調質棒鋼は、質量％で、Ｃ：０．３９～０．５５％、Ｓｉ：０．１０～１．００％、Ｍｎ：０．５０～１．５０％、Ｐ：０．０１０～０．１００％、Ｓ：０．０４０～０．１３０％、Ｃｒ：０．０５～０．５０％、Ｖ：０．０５～０．４０％、Ｔｉ：０．１０％～０．２５％、Ａｌ：０．００３～０．１００％、Ｎ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０～０．４０％、Ｎｉ：０～０．２０％未満、Ｍｏ：０～０．１０％、Ｐｂ：０～０．３０％、Ｔｅ：０～０．３０００％、Ｃａ：０～０．０１００％、及び、Ｂｉ：０～０．３０００％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有する。鋼中において、Al_2O_3を質量％で７０．０％以上含有し、$\sqrt{AREA}$が３μｍ以上であるAl_2O_3系介在物の数密度が０．０５～１．００個／mm^2である。

０．６０≦Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏ≦１．００　（１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

[0037] 上記非調質棒鋼の化学組成は、Ｃｕ：０．０１～０．４０％、Ｎｉ：０．０１～０．２０％未満、及び、Ｍｏ：０．０１～０．１０％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。

[0038] 上記非調質棒鋼の化学組成は、Ｐｂ：０．０５～０．３０％、Ｔｅ：０．０００３～０．３０００％、Ｃａ：０．０００３～０．０１００％、及び、Ｂｉ：０．０００３～０．３０００％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。

[0039] 以下、本実施形態による非調質棒鋼について詳述する。元素に関する「％」は、特に断りがない限り、質量％を意味する。

[0040] ［化学組成］

本実施形態による非調質棒鋼の化学組成は、次の元素を含有する。

[0041] Ｃ：０．３９～０．５５％

炭素（Ｃ）は、鋼の降伏強度及び疲労強度を高める。Ｃ含有量が低すぎれば、この効果は得られない。一方、Ｃ含有量が高すぎれば、鋼の被削性が低下する。したがって、Ｃ含有量は０．３９～０．５５％である。Ｃ含有量の好ましい下限は０．４０％であり、より好ましくは０．４１％であり、さらに好ましくは０．４２％である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．５４％であり、より好ましくは０．５３％であり、さらに好ましくは０．５２％である。

[0042] Ｓｉ：０．１０～１．００％

シリコン（Ｓｉ）は、鋼に固溶して鋼の疲労強度を高める。Ｓｉ含有量が低すぎれば、この効果は得られない。一方、Ｓｉ含有量が高すぎれば、上記効果は飽和する。Ｓｉ含有量が高すぎればさらに、鋼の熱間加工性が低下し、棒鋼の製造コストも高くなる。したがって、Ｓｉ含有量は０．１０～１．００％である。Ｓｉ含有量の好ましい下限は０．１１％であり、より好ましくは０．１２％であり、さらに好ましくは０．１５％である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は０．９９％であり、より好ましくは０．９５％であり、さらに好ましくは０．９０％である。

[0043] Ｍｎ：０．５０～１．５０％

マンガン（Ｍｎ）は鋼を脱酸する。Ｍｎはさらに、鋼の降伏強度及び疲労強度を高める。Ｍｎ含有量が低すぎれば、これらの効果は得られない。一方、Ｍｎ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｍｎ含有量は０．５０～１．５０％である。Ｍｎ含有量の好ましい下限は０．５１％であり、より好ましくは０．５５％であり、さらに好ましくは０．６０

％である。Ｍｎ含有量の好ましい上限は１．４９％であり、より好ましくは１．４５％であり、さらに好ましくは１．４０％である。

[0044] Ｐ：０．０１０～０．１００％

リン（Ｐ）は、粒界に偏析して鋼を脆化する。そのため、破断分割後のクラッキングコンロッドの破面は脆性的になる。その結果、破断分割後のクラッキングコンロッドの大端内径変形量が小さくなる。すなわち、熱間鍛造後の鋼のクラッキング性が高まる。Ｐ含有量が低すぎれば、この効果は得られない。一方、Ｐ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｐ含有量は０．０１０～０．１００％である。Ｐ含有量の好ましい下限は０．０１１％であり、より好ましくは０．０１５％であり、さらに好ましくは０．０２０％である。Ｐ含有量の好ましい上限は０．０９０％であり、より好ましくは０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0045] Ｓ：０．０４０～０．１３０％

硫黄（Ｓ）は、Ｍｎ及びＴｉと結合して硫化物を形成し、鋼の被削性を高める。Ｓ含有量が低すぎれば、この効果は得られない。一方、Ｓ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｓ含有量は０．０４０～０．１３０％である。Ｓ含有量の好ましい下限は０．０４１％であり、より好ましくは０．０４５％であり、さらに好ましくは０．０５０％である。Ｓ含有量の好ましい上限は０．１２９％であり、より好ましくは０．１２５％であり、さらに好ましくは０．１２０％である。

[0046] Ｃｒ：０．０５～０．５０％

クロム（Ｃｒ）は鋼の降伏強度及び疲労強度を高める。Ｃｒ含有量が低すぎれば、この効果は得られない。一方、Ｃｒ含有量が高すぎれば、鋼材が硬くなりすぎ、被削性が低下する。Ｃｒ含有量が高すぎればさらに、製造コストが高くなる。したがって、Ｃｒ含有量は０．０５～０．５０％である。Ｃｒ含有量の好ましい下限は０．１０％であり、より好ましくは０．１２％であり、さらに好ましくは０．１５％である。Ｃｒ含有量の好ましい上限は０

．４９％であり、より好ましくは０．４５％であり、さらに好ましくは０．４０％である。

[0047] Ｖ：０．０５％～０．４０％

バナジウム（Ｖ）は、熱間鍛造後の冷却過程でフェライト中に炭化物として析出し、鋼の降伏強度及び疲労強度を高める。Ｖ含有量が低すぎれば、この効果は得られない。一方、Ｖ含有量が高すぎれば、鋼の製造コストが極めて高くなる。Ｖ含有量が高すぎればさらに、鋼の被削性が低下する。したがって、Ｖ含有量は０．０５～０．４０％である。Ｖ含有量の好ましい下限は０．０６％であり、より好ましくは０．０７％であり、さらに好ましくは０．１０％である。Ｖ含有量の好ましい上限は０．３９％であり、より好ましくは０．３５％であり、さらに好ましくは０．３２％である。

[0048] Ｔｉ：０．１０％～０．２５％

チタン（Ｔｉ）は、熱間鍛造後の冷却及び加熱過程でＶと共に炭化物として析出し、熱間鍛造後の鋼の疲労強度を高める。Ｔｉはさらに、連続鋳造による溶鋼の凝固過程でＴｉ硫化物及びＴｉ炭硫化物を形成し、鋼の被削性を高める。Ｔｉ含有量が低すぎれば、これらの効果は得られない。一方、Ｔｉ含有量が高すぎれば、熱間加工性が低下する。したがって、Ｔｉ含有量は０．１０～０．２５％である。Ｔｉ含有量の好ましい下限は０．１２％超であり、より好ましくは０．１５％である。Ｔｉ含有量の好ましい上限は０．２４％であり、より好ましくは０．２２％である。

[0049] Ａｌ：０．００３～０．１００％

アルミニウム（Ａｌ）は、鋼を脱酸する。Ａｌはさらに、鋼中に粗大Al_2O_3系介在物を残存させ、熱間鍛造品のクラッキング性を高める。Ａｌ含有量が低すぎれば、これらの効果は得られない。一方、Ａｌ含有量が高すぎれば、粗大Al_2O_3系介在物が過剰に生成し、鋼の疲労強度及び熱間加工性が低下する。Ａｌ含有量が高すぎればさらに、製造コストが高くなる。したがって、Ａｌ含有量は０．００３～０．１００％である。Ａｌ含有量の好ましい下限は０．００４％であり、より好ましくは０．００５％であり、さらに好

ましくは０．００６％であり、さらに好ましくは０．０１１％である。ＡｌＩ含有量の好ましい上限は０．０８０％であり、より好ましくは０．０６０％であり、さらに好ましくは０．０５０％である。なお、本実施形態の非調質棒鋼において、ＡｌＩ含有量とは全ＡｌＩ含有量を意味する。

[0050] Ｎ：０．０２０％以下

窒素（Ｎ）は不可避に含有される。すなわち、Ｎ含有量は０％超である。ＮはＡｌＩと結合してＡｌＩＮを形成し、Al_2O_3の形成を阻害する。その結果、熱間鍛造後の鋼のクラッキング性を低下する。したがって、Ｎ含有量は０．０２０％以下である。Ｎ含有量の好ましい上限は０．０１５％であり、より好ましくは０．０１０％である。Ｎ含有量はなるべく低い方が好ましい。

[0051] 本実施の形態による非調質棒鋼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、非調質棒鋼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、本実施形態の非調質棒鋼に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0052] ［任意元素について］

本実施形態による非調質棒鋼はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｃｕ、Ｎｉ、及び、Ｍｏ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。

[0053] Ｃｕ：０～０．４０％

銅（Ｃｕ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｃｕ含有量は０％であってもよい。Ｃｕが含有される場合、Ｃｕは鋼に固溶して鋼の疲労強度を高める。Ｃｕが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｃｕ含有量が高すぎれば、鋼の製造コストが高くなる。Ｃｕ含有量が高すぎればさらに、鋼の被削性が低下する。したがって、Ｃｕ含有量は０～０．４０％である。Ｃｕ含有量の好ましい下限は０．０１％であり、より好ましくは０．０５％であり、さらに好ましくは０．１０％である。Ｃｕ含有量の好ましい上限は０．３９％であり、より好ましくは０

．３５％であり、さらに好ましくは０．３０％である。

[0054] Ｎｉ：０～０．２０％未満

ニッケル（Ｎｉ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｎｉ含有量は０％であってもよい。Ｎｉが含有される場合、Ｎｉは鋼に固溶して鋼の疲労強度を高める。Ｎｉが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｎｉ含有量が高すぎれば、鋼の製造コストが高くなる。Ｎｉ含有量が高すぎればさらに、鋼の靭性が上昇する。その結果、破断分離後の破面に延性破面が生成し、熱間鍛造品のクラッキング性が低下する。したがって、Ｎｉ含有量は０～０．２０％未満である。Ｎｉ含有量の好ましい下限は０．０１％であり、より好ましくは０．０２％であり、さらに好ましくは０．０５％である。Ｎｉ含有量の好ましい上限は０．１９％であり、より好ましくは０．１８％であり、さらに好ましくは０．１５％である。

[0055] Ｍｏ：０～０．１０％

モリブデン（Ｍｏ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｍｏ含有量は０％であってもよい。Ｍｏが含有される場合、Ｍｏは鋼中で炭化物を形成して鋼の降伏強度及び疲労強度を高める。Ｍｏが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｍｏ含有量が高すぎれば、鋼の硬さが高まり、鋼の被削性が低下する。Ｍｏ含有量が高すぎればさらに、鋼の製造コストが高くなる。したがって、Ｍｏ含有量は０～０．１０％である。Ｍｏ含有量の好ましい下限は０．０１％であり、より好ましくは０．０２％であり、さらに好ましくは０．０５％である。Ｍｏ含有量の好ましい上限は０．０９％であり、より好ましくは０．０８％であり、さらに好ましくは０．０７％である。

[0056] 本実施形態による非調質棒鋼はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｐｂ、Ｔｅ、Ｃａ、及び、Ｂｉ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、鋼の被削性を高める。

[0057] Ｐｂ：０～０．３０％

鉛（Ｐｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｐｂ含有量は０％であってもよい。Ｐｂが含有される場合、Ｐｂは鋼の被削性を高める。Ｐｂが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｐｂ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｐｂ含有量は０～０．３０％である。Ｐｂ含有量の好ましい下限は０．０５％であり、より好ましくは０．１０％である。Ｐｂ含有量の好ましい上限は０．２９％であり、より好ましくは０．２５％であり、さらに好ましくは０．２０％である。

[0058] Ｔｅ：０～０．３０００％

テルル（Ｔｅ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｔｅ含有量は０％であってもよい。Ｔｅが含有される場合、Ｔｅは鋼の被削性を高める。Ｔｅが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｔｅ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｔｅ含有量は０～０．３０００％である。Ｔｅ含有量の好ましい下限は０．０００３％であり、より好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．００１０％である。Ｔｅ含有量の好ましい上限は０．２９００％であり、より好ましくは０．２５００％であり、さらに好ましくは０．２０００％である。

[0059] Ｃａ：０～０．０１００％

カルシウム（Ｃａ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｃａ含有量は０％であってもよい。Ｃａが含有される場合、Ｃａは鋼の被削性を高める。Ｃａが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｃａ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｃａ含有量は０～０．０１００％である。Ｃａ含有量の好ましい下限は０．０００３％であり、より好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．００１０％である。Ｃａ含有量の好ましい上限は０．００９０％であり、より好ましくは０．００８０％であり、さらに好ましくは０．００５０％である。

[0060] Ｂｉ：０～０．３０００％

ビスマス（Ｂｉ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｂｉ含有量は０％であってもよい。Ｂｉが含有される場合、Ｂｉは鋼の被削性を高める。Ｂｉが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ｂｉ含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Ｂｉ含有量は０～０．３０００％である。Ｂｉ含有量の好ましい下限は０．０００３％であり、より好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．００１０％である。Ｂｉ含有量の好ましい上限は０．２９００％であり、より好ましくは０．２０００％であり、さらに好ましくは０．１０００％である。

[0061] ［式（１）について］

本実施形態による非調質棒鋼の化学組成はさらに、式（１）を満たす。

０．６０≦Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏ≦１．００ （１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

[0062] ｆｎ１（＝Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏ）は、鋼の強度を示す指標である。ｆｎ１が０．６０未満であれば、鋼の強度が低くなりすぎる。この場合、熱間鍛造後の鋼の疲労強度が低下する。一方、ｆｎ１が１．００を超えれば、鋼の強度が高くなりすぎる。この場合、熱間鍛造後の鋼の被削性が低下する。したがって、ｆｎ１は０．６０～１．００である。ｆｎ１の好ましい下限は０．６１であり、より好ましくは０．６３であり、さらに好ましくは０．６５である。ｆｎ１の好ましい上限は０．９９であり、より好ましくは０．９８であり、さらに好ましくは０．９５である。

[0063] ［ミクロ組織について］

本実施形態による非調質棒鋼のミクロ組織は、主としてフェライト及びパーライトからなる。具体的には、上記化学組成の非調質棒鋼では、ミクロ組

織におけるフェライト及びパーライトの合計面積率は６５％以上であるのが好ましい。フェライト及びパーライトの合計面積率が１００％でない場合、マトリクス組織の残部はベイナイトである。フェライト及びパーライトの合計面積率の好ましい下限は７０％であり、さらに好ましくは７５％であり、さらに好ましくは８０％以上であり、最も好ましくは１００％である。一方、ベイナイトの面積率の好ましい上限は３０％であり、さらに好ましくは２５％であり、さらに好ましくは２０％であり、最も好ましくは０％である。

[0064] なお、ミクロ組織中のベイナイトの面積率は、次の方法で測定できる。非調質棒鋼の任意のＲ／２部（棒鋼の中心軸と外周面とを結ぶ線分（半径）の中心部）からサンプルを１０個採取する。採取された各サンプルのうち、非調質棒鋼の中心軸と垂直な表面を観察面とする。観察面を研磨した後、３％硝酸アルコール（ナイタル腐食液）にてエッチングする。エッチングされた観察面を２００倍の光学顕微鏡にて観察して、任意の５視野の写真画像を生成する。

[0065] 各視野において、フェライト、パーライト、ベイナイト等の各相は、相ごとにコントラストが異なる。したがって、コントラストに基づいて、各相を特定する。特定された相のうち、各視野でのベイナイトの面積（μm^2）を求める。全ての視野でのベイナイトの面積の、全ての視野（５視野×１０個）の総面積に対する比を求める。求めた比を、ベイナイトの面積率（％）と定義する。

[0066] ［粗大Al_2O_3系介在物の数密度］

本実施形態による非調質棒鋼において、$\sqrt{}$ＡＲＥＡが３μｍ以上であるAl_2O_3系介在物（すなわち、粗大Al_2O_3系介在物）の数密度は０．０５～１．００個／mm^2である。上述のとおり、Al_2O_3系介在物とは、Al_2O_3を質量％で７０．０％以上含有する介在物を意味する。すなわち、Al_2O_3系介在物は、介在物中のAl_2O_3含有量（質量％）が７０．０％以上である。

[0067] 本実施形態の非調質棒鋼は、熱間鍛造によりクラッキングコンロッドに製

造される。操業上の加熱温度のばらつきにより、熱間鍛造時の鋼材温度が１３００℃よりも高温になった場合、熱間鍛造品（クラッキングコンロッド）のミクロ組織には、フェライト及びパーライトとともに、ベイナイトが生成する場合がある。この場合、上記化学組成において、生成し得るベイナイトの面積率はたとえば５～３０％である。

[0068] ベイナイトは、フェライト及びパーライトと比較して靭性が高い。そのため、クラッキングコンロッドの大端部を破断して２つの部品（キャップ及びロッド）を製造した場合、破断部分が塑性変形し、破断面に延性破面が発生する。つまり、クラッキング性が低下する。

[0069] 粗大Al_2O_3系介在物の数密度が０．０５個／mm^2未満であれば、十分なクラッキング性が得られない。一方、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が１．００個／mm^2を超えれば、優れたクラッキング性は得られるものの、疲労強度や熱間加工性が低下する。粗大Al_2O_3系介在物の数密度が０．０５～１．００個／mm^2であれば、熱間鍛造によりベイナイトが生じても、熱間鍛造後において、疲労強度や熱間加工性を維持しつつ、優れたクラッキング性が得られる。

[0070] クラッキング性をさらに高めるための、粗大Al_2O_3系介在物の数密度の好ましい下限は０．０６個／mm^2であり、さらに好ましくは０．０７個／mm^2である。疲労強度及び熱間加工性をさらに高めるための、粗大Al_2O_3系介在物の数密度の好ましい上限は０．８０個／mm^2であり、さらに好ましくは０．６０個／mm^2である。

[0071] 粗大Al_2O_3系介在物の数密度は、次の方法で測定できる。棒鋼のうち、Ｒ／２部からサンプルを採取する。サンプルの表面のうち、棒鋼の軸方向を含む断面（縦断面）に相当する表面から、長さ４ｍｍ×幅２．５ｍｍを被検面積とする試料を３０個採取する。３０個の試料の観察面は腐食させず、そのまま２００倍の光学顕微鏡で観察し、写真画像を生成する。被検面積の合計は３００mm^2である。

[0072] 各試料の観察面（４ｍｍ×２．５ｍｍ）中の介在物をコントラストから特

定する。特定された介在物の中から、介在物の形状とコントラストとに基づいて、酸化物系介在物を特定する。特定された酸化物系介在物について、電子線マイクロアナライザ（ＥＰＭＡ）を用いて、各酸化物系介在物中の元素含有量（質量％）を測定する。分析された各元素含有量から、酸化物系介在物中のAl_2O_3の質量％を算定する。なお、形状とコントラストとに基づいて酸化物系介在物を特定する代わりに、観察面中の全ての介在物に対してＥＰＭＡによる元素分析を実施して、Ａｌ、Ｃａ、Ｓｉ、及び、Ｍｇのいずれか１種以上と、酸素（Ｏ）とを含有する場合、その介在物を酸化物系介在物と特定してもよい。

[0073] 本実施形態による非調質棒鋼の化学組成の範囲においては、酸化物系介在物中に含まれる酸化物は、そのほとんどがAl_2O_3、ＣａＯ、SiO_2、及び、ＭｇＯであり、他の酸化物は無視できる。そこで、本実施形態においては、介在物中のAl_2O_3含有量（質量％）を次のように定義する。

[0074] 各酸化物系介在物のうち、任意の３点を特定する。特定した点について、ビーム径１μｍの電子線を用いて、Ａｌ、Ｃａ、Ｓｉ、及び、Ｍｇ含有量（質量％）を測定する。測定された各元素の含有量を、対応する酸化物の含有量に換算し、各酸化物の計算値と定義する。より具体的には、ＥＰＭＡで測定されたＡｌ含有量（質量％）に、Ａｌに対するAl_2O_3の原子量比（＝Al_2O_3の分子量／（Ａｌの原子量×２））を乗じることで、特定した点におけるAl_2O_3の計算値（質量％）を求める。

[0075] ＣａＯ、SiO_2、及び、ＭｇＯについても、Al_2O_3と同様に、ＣａＯ、SiO_2、及び、ＭｇＯの計算値（質量％）を求める。求めた各酸化物の計算値の合計に対するAl_2O_3の計算値の比を求め、特定した任意の点におけるAl_2O_3含有量（質量％）と定義する。特定した３点のAl_2O_3含有量（質量％）の算術平均値を、「介在物中のAl_2O_3含有量（質量％）」と定義する。

[0076] 上述の方法で特定した、介在物中のAl_2O_3含有量（質量％）が７０．０％以上の介在物を、Al_2O_3系介在物と特定する。特定した各Al_2O_3系介

在物の√ＡＲＥＡを、画像解析装置を用いて算定する。具体的には、特定した各Al_2O_3系介在物の長さＬ（μｍ）と幅Ｗ（μｍ）とを求める。各Al_2O_3系介在物は長方形であると仮定し、面積（＝Ｌ×Ｗ（μm^2））を求める。求めた面積の平方根を求め、各Al_2O_3系介在物の√ＡＲＥＡ（μｍ）と定義する。

[0077] 各Al_2O_3系介在物の√ＡＲＥＡを求めた後、√ＡＲＥＡが３μｍ以上の粗大Al_2O_3系介在物を特定する。特定した粗大Al_2O_3系介在物の個数を求め、被検面積の合計（３００mm^2）で除した値を、粗大Al_2O_3系介在物の数密度（個／mm^2）と定義する。

[0078] ［製造方法］

上述の非調質棒鋼の製造方法の一例を説明する。本製造方法は、精錬工程と、鋳造工程と、熱間加工工程とを含む。

[0079] ［精錬工程］

上述の化学組成及び式（１）を満たす溶鋼を周知の方法で製造する。具体的には、転炉での脱炭、脱燐、脱珪処理を、周知の方法で行う。出鋼後、直ちに取鍋にアルミ脱酸剤を添加し、脱硫処理を実施する。なお、SiO_2やＣａＯの混入を防ぐため、取鍋はアルミ脱酸専用鍋を使用するのが好ましい。また、好ましくは、アルミ脱酸剤は、Ａｌ含有量が質量％で８０％以上の金属Ａｌ又はＡｌ合金である。

[0080] 脱硫処理の後、真空脱ガス処理を実施する。ここで、製造途中の溶鋼成分を確認し、真空脱ガス処理中に前述のアルミ脱酸剤を追加することで、溶鋼中のＡｌ含有量を調整する。好ましくは、真空脱ガス処理中に添加するアルミ脱酸剤は、質量％で、添加するアルミ脱酸剤全体の５０～７０％である。

[0081] なお、SiO_2の生成を抑制するため、Ｓｉの添加はアルミ脱酸剤によって鋼が十分脱酸された後に行う。Ｓｉの添加は、たとえば、追加のアルミ脱酸剤添加から１０分以上経過後に実施する。さらに、Al_2O_3を適正範囲で凝集させるため、出鋼後の脱酸剤添加から鋳造開始までにおいて、溶鋼温度が１６００℃以上の時間は１５分～６０分となるのが好ましい。以上の精錬工

程によれば、本実施形態による非調質棒鋼のうち、上述の化学組成、式（１）、及び、介在物規定を満たす溶鋼が得られる。

[0082] ［鋳造工程］

上述の溶鋼を用いて、周知の方法により鋳片（スラブ又はブルーム）又は鋼塊（インゴット）を製造する。鋳造方法はたとえば、連続鋳造法や造塊法である。

[0083] ［熱間加工工程］

熱間加工工程では、上記鋳造工程で製造された鋳片又は鋼塊に対して、熱間加工を実施して、棒鋼を製造する。熱間加工工程は周知の方法により実施される。熱間加工工程はたとえば、粗圧延工程と、仕上げ圧延工程とを含む。粗圧延工程はたとえば、分塊圧延である。仕上げ圧延工程はたとえば、連続圧延機を用いた圧延である。連続圧延機では、一対の水平ロールを有する水平スタンドと、一対の垂直ロールを有する垂直スタンドとが交互に一列に配列される。粗圧延工程での加熱温度はたとえば、１０００～１３００℃であり、仕上げ圧延工程での加熱温度はたとえば、１０００～１３００℃である。この加熱温度域では、Al_2O_3系介在物の形態は特に変化しない。

[0084] 以上の製造工程により、上述の非調質棒鋼が製造される。

[0085] ［熱間鍛造品の製造方法］

上述の非調質棒鋼を用いた熱間鍛造品の製造方法の一例として、クラッキングコンロッドの製造方法を説明する。

[0086] 初めに、鋼材を高周波誘導加熱炉で加熱する。この場合、好ましい加熱温度は１０００～１３００℃であり、好ましい加熱時間は１０～１５分である。加熱温度が低いため、棒鋼中のAl_2O_3系介在物の形態は特に変化しない。加熱された棒鋼に対して、熱間鍛造を実施してクラッキングコンロッドを製造する。好ましくは、熱間鍛造時の加工度は０．２２以上である。ここで、加工度は、鍛造工程において、バリを除く部分に生じる対数ひずみの最大値とする。

[0087] ［熱間鍛造品のミクロ組織］

製造された熱間鍛造品（クラッキングコンロッド）のミクロ組織は主としてフェライト及びパーライトからなる。好ましくは、ミクロ組織はフェライト及びパーライトの合計面積率が１００％である。しかしながら、熱間鍛造時における棒鋼の加熱温度が１３００℃を超えれば、製造されたクラッキングコンロッドのミクロ組織がベイナイトを含み得る。

[0088] 上記の非調質棒鋼を用いて熱間鍛造により製造されたクラッキングコンロッドのミクロ組織において、フェライト及びパーライトの合計面積率は６５％以上となるのが好ましい。フェライト及びパーライトの合計面積率が１００％でない場合、マトリクス組織の残部はベイナイトである。フェライト及びパーライトの合計面積率の好ましい下限は７０％であり、さらに好ましくは７５％であり、さらに好ましくは８０％以上であり、最も好ましくは１００％である。ベイナイトの面積率の好ましい上限は３０％であり、さらに好ましくは２５％であり、さらに好ましくは２０％であり、最も好ましくは０％である。ベイナイト面積率の一例は５～３０％である。

[0089] ミクロ組織にベイナイトが含まれる場合、大端部を破断して２つの部品（キャップ及びロッド）に分割するとき、破断部が塑性変形して破断面の一部が延性破面となりやすく、クラッキング性が低下しやすい。しかしながら、本実施形態の非調質棒鋼では、上述の化学組成を有し、式（１）を満たし、さらに、Al_2O_3を質量％で７０．０％以上含有するAl_2O_3系介在物のうち、$\sqrt{AREA}$が３μｍ以上のAl_2O_3系介在物の数密度が０．０５～１．００個／mm^2である。そのため、破断面が脆性破面となりやすく、優れたクラッキング性を維持できる。

[0090] 熱間鍛造品中のミクロ組織中のベイナイトの面積率は次の方法で測定できる。熱間鍛造品の任意の部分からサンプルを１０個採取する。採取された各サンプルに対して、非調質棒鋼でのミクロ組織観察と同様の方法により、ミクロ組織の相を特定し、ベイナイトの面積率を求める。

[0091] 上述の説明では、鍛造品の製造方法としてクラッキングコンロッドを例に説明した。しかしながら、本実施形態の非調質棒鋼はクラッキングコンロッ

ド用途に限定されない。本実施形態の非調質棒鋼は鍛造品用途に広く適用できる。

[0092] また、非調質棒鋼の製造方法は、鋼中における$\sqrt{}$ＡＲＥＡが３μｍ以上のＡｌ$_2$Ｏ$_3$系介在物の数密度が０．０５～１．００個／ｍｍ^{2}であれば、上記製造方法に限定されない。すなわち、他の製造方法によって製造されてもよい。

実施例

[0093] 表１及び表２に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0094] [表1]

TABLE 1

試験番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）											fn1
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Ti	Al	N	その他	
1	0.55	0.48	0.70	0.032	0.056	0.21	0.13	0.17	0.036	0.012	―	0.84
2	0.39	0.76	0.61	0.038	0.095	0.39	0.18	0.17	0.030	0.015	―	0.74
3	0.42	1.00	0.79	0.058	0.110	0.39	0.22	0.22	0.032	0.010	―	0.84
4	0.49	0.10	0.99	0.028	0.064	0.26	0.18	0.19	0.036	0.002	―	0.89
5	0.47	0.27	1.50	0.051	0.051	0.20	0.12	0.19	0.038	0.006	―	0.91
6	0.46	0.40	0.50	0.063	0.106	0.38	0.17	0.15	0.039	0.014	―	0.78
7	0.43	0.17	1.07	0.100	0.100	0.27	0.27	0.16	0.037	0.001	―	0.91
8	0.50	0.73	0.72	0.090	0.087	0.38	0.18	0.21	0.029	0.008	―	0.87
9	0.44	0.75	1.00	0.011	0.060	0.23	0.11	0.19	0.035	0.013	―	0.78
10	0.47	0.68	0.70	0.010	0.069	0.36	0.13	0.19	0.028	0.015	―	0.80
11	0.45	0.50	0.80	0.025	0.130	0.29	0.27	0.20	0.027	0.015	―	0.89
12	0.43	0.70	1.16	0.060	0.040	0.17	0.19	0.19	0.031	0.001	―	0.85
13	0.44	0.35	0.93	0.063	0.084	0.50	0.18	0.18	0.026	0.006	―	0.89
14	0.45	0.84	1.15	0.055	0.115	0.05	0.11	0.18	0.036	0.013	―	0.78
15	0.44	0.45	0.70	0.041	0.083	0.25	0.40	0.18	0.034	0.006	―	0.94
16	0.43	0.27	0.62	0.057	0.108	0.20	0.39	0.20	0.033	0.011	―	0.90
17	0.51	0.89	0.71	0.060	0.103	0.38	0.06	0.16	0.026	0.015	―	0.79
18	0.45	0.90	1.33	0.050	0.059	0.23	0.05	0.21	0.038	0.003	―	0.81
19	0.45	0.70	0.88	0.050	0.079	0.30	0.20	0.25	0.037	0.014	―	0.85
20	0.44	0.31	1.28	0.028	0.085	0.22	0.20	0.24	0.027	0.005	―	0.90
21	0.48	0.26	1.29	0.063	0.109	0.17	0.15	0.10	0.029	0.012	―	0.89
22	0.47	0.17	0.92	0.040	0.062	0.23	0.11	0.15	0.100	0.010	―	0.79
23	0.45	0.53	0.55	0.052	0.062	0.21	0.22	0.19	0.080	0.004	―	0.78
24	0.54	0.16	1.00	0.060	0.100	0.23	0.23	0.21	0.004	0.010	―	0.97
25	0.48	0.56	0.83	0.063	0.119	0.20	0.28	0.17	0.003	0.007	―	0.91
26	0.45	0.56	1.36	0.030	0.103	0.21	0.23	0.16	0.035	0.020	―	0.95
27	0.54	0.16	1.30	0.020	0.080	0.18	0.20	0.21	0.033	0.008	―	1.00
28	0.54	0.16	1.25	0.020	0.080	0.19	0.20	0.21	0.035	0.006	―	0.99
29	0.41	0.11	0.55	0.039	0.100	0.17	0.06	0.16	0.038	0.004	―	0.61
30	0.41	0.11	0.55	0.036	0.100	0.15	0.06	0.22	0.038	0.010	―	0.60

[0095]

[表2]

TABLE 2

試験番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）											fn1
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Ti	Al	N	その他	
31	0.45	0.75	0.61	0.024	0.101	0.40	0.13	0.21	0.030	0.012	－	0.77
32	0.44	0.16	1.33	0.025	0.057	0.30	0.19	0.22	0.033	0.001	－	0.92
33	0.46	0.79	1.23	0.039	0.100	0.20	0.19	0.16	0.033	0.006	－	0.90
34	0.46	0.16	1.25	0.020	0.080	0.18	0.21	0.22	0.035	0.008	－	0.91
35	0.49	0.43	1.09	0.036	0.116	0.39	0.16	0.22	0.038	0.010	－	0.93
36	0.47	0.50	0.64	0.052	0.098	0.22	0.13	0.15	0.038	0.008	－	0.75
37	0.45	0.15	1.16	0.029	0.099	0.28	0.16	0.16	0.029	0.009	Cu:0.39	0.87
38	0.49	0.77	0.75	0.027	0.086	0.36	0.20	0.22	0.023	0.003	Ni:0.19	0.88
39	0.48	0.22	0.79	0.067	0.087	0.40	0.16	0.22	0.027	0.007	Mo:0.10	0.94
40	0.47	0.52	1.10	0.049	0.052	0.23	0.11	0.16	0.028	0.009	Pb:0.28	0.83
41	0.48	0.64	0.92	0.038	0.077	0.31	0.19	0.22	0.023	0.011	Te:0.2940	0.88
42	0.48	0.89	1.10	0.025	0.095	0.32	0.21	0.19	0.028	0.008	Ca:0.0098	0.94
43	0.49	0.36	0.80	0.028	0.067	0.23	0.10	0.18	0.028	0.001	Bi:0.2981	0.78
44	0.39	0.26	1.29	0.063	0.110	0.17	0.15	0.15	0.036	0.012	－	0.80
45	0.43	0.79	0.77	0.049	0.059	0.20	0.41	0.17	0.035	0.015	－	0.94
46	0.49	0.40	0.88	0.033	0.064	0.30	0.04	0.15	0.032	0.016	－	0.77
47	0.45	0.53	0.84	0.045	0.110	0.38	0.11	0.26	0.022	0.014	－	0.80
48	0.42	0.86	1.38	0.034	0.084	0.18	0.26	0.09	0.033	0.015	－	0.94
49	0.41	0.76	0.79	0.060	0.110	0.21	0.28	0.15	0.110	0.005	－	0.83
50	0.47	0.36	0.79	0.020	0.100	0.22	0.11	0.18	0.002	0.006	－	0.77
51	0.53	0.16	1.38	0.052	0.080	0.18	0.21	0.22	0.035	0.008	－	1.01
52	0.40	0.11	0.55	0.020	0.100	0.14	0.06	0.22	0.035	0.008	－	0.59
53	0.46	0.40	1.25	0.038	0.109	0.36	0.17	0.16	0.038	0.012	－	0.93
54	0.41	0.16	1.20	0.063	0.110	0.40	0.27	0.21	0.028	0.001	－	0.95
55	0.54	0.27	0.64	0.052	0.116	0.14	0.13	0.19	0.032	0.006	－	0.80
56	0.47	0.79	1.09	0.049	0.098	0.38	0.18	0.17	0.035	0.012	－	0.92
57	0.45	0.45	1.25	0.060	0.110	0.23	0.16	0.15	0.035	0.015	－	0.88
58	0.47	0.16	0.55	0.060	0.084	0.36	0.19	0.16	0.038	0.008	－	0.81
59	0.47	0.89	1.33	0.028	0.100	0.21	0.20	0.21	0.031	0.006	－	0.94
60	0.38	0.61	0.13	0.050	0.098	0.10	0.39	0.15	0.007	0.032	Cu:0.20,Ni:0.15	0.72
61	0.34	0.25	1.00	0.060	0.120	0.10	0.26	－	0.002	0.004	Ca:0.0008	0.76

[0096] 表１及び表２を参照して、試験番号１～４４及び５３～５９の化学組成は適切であり、式（１）を満たした。一方、試験番号４５～５２、６０及び６１は化学組成が不適切であるか、又は式（１）を満たさなかった。なお、試験番号６０の化学組成は、特許文献１に記載の鋼の化学組成の範囲内であり、試験番号６１の化学組成は、特許文献４に記載の鋼の化学組成の範囲内であった。

[0097] 各試験番号の溶鋼を、７０ｔｏｎ転炉で一次精錬を実施し、取鍋に出鋼した。各試験番号の溶鋼について、アルミ脱酸専用鍋を用いたか否かについて、表３及び表４に示す。具体的に、表３及び表４中の「取鍋」欄において、「Ａ」はアルミ脱酸専用鍋を用いたことを示す。表３及び表４中の「取鍋」

欄において、「Ｂ」はアルミ脱酸専用鍋を用いなかったことを示す。

[0098] [表3]

TABLE 3

試験番号	fn1	粗大Al_2O_3系介在物の数密度（個/mm^2）	取鍋	アルミ脱酸剤	脱酸剤添加率	Si添加タイミング	溶鋼の保持時間	ベイナイト面積率（%）	熱間加工性	降伏強度	疲労強度	被削性	クラッキング性
1	0.84	0.80	A	A	A	A	A	10	A	A	A	C	A
2	0.74	0.16	A	A	A	A	A	8	A	A	C	A	A
3	0.84	0.36	A	A	A	A	A	23	C	A	A	A	A
4	0.89	0.92	A	A	A	A	A	12	A	A	C	A	A
5	0.91	0.09	A	A	A	A	A	27	C	A	A	A	A
6	0.78	0.10	A	A	A	A	A	9	A	A	C	A	A
7	0.91	0.11	A	A	A	A	A	21	C	A	A	A	A
8	0.87	0.62	A	A	A	A	A	20	B	A	A	A	A
9	0.78	0.51	A	A	A	A	A	19	A	A	A	A	B
10	0.80	0.08	A	A	A	A	A	21	A	A	A	A	C
11	0.89	0.06	A	A	A	A	A	18	C	A	A	A	A
12	0.85	0.88	A	A	A	A	A	28	A	A	A	C	A
13	0.89	0.72	A	A	A	A	A	26	A	A	A	C	A
14	0.78	0.42	A	A	A	A	A	21	A	A	C	A	A
15	0.94	0.55	A	A	A	A	A	6	A	A	A	C	A
16	0.90	0.67	A	A	A	A	A	10	A	A	A	B	A
17	0.79	0.85	A	A	A	A	A	25	A	A	B	A	A
18	0.81	0.22	A	A	A	A	A	30	A	A	C	A	A
19	0.85	0.12	A	A	A	A	A	26	C	A	A	A	A
20	0.90	0.21	A	A	A	A	A	28	B	A	A	A	A
21	0.89	0.35	A	A	A	A	A	29	A	A	C	A	A
22	0.79	0.78	A	A	A	A	A	27	C	A	A	A	A
23	0.78	0.68	A	A	A	A	A	10	B	A	A	A	A
24	0.97	0.11	A	A	A	A	A	25	A	A	A	A	B
25	0.91	0.09	A	A	A	A	A	16	A	A	A	A	C
26	0.95	0.92	A	A	A	A	A	25	A	A	A	A	C
27	1.00	0.58	A	A	A	A	A	25	A	A	A	C	A
28	0.99	0.63	A	A	A	A	A	24	A	A	A	B	A
29	0.61	0.74	A	A	A	A	A	7	A	B	A	A	A
30	0.60	0.07	A	A	A	A	A	6	A	C	A	A	A

[0099]

[表4]

TABLE 4

試験番号	fn1	粗大Al_2O_3系介在物の数密度（個/mm^2）	取鍋	アルミ脱酸剤	脱酸剤添加率	Si添加タイミング	溶鋼の保持時間	ベイナイト面積率（%）	熱間加工性	降伏強度	疲労強度	被削性	クラッキング性
31	0.77	1.00	A	A	A	A	A	8	C	A	C	A	A
32	0.92	0.80	A	A	A	A	A	27	B	A	B	A	A
33	0.90	0.60	A	A	A	A	A	24	A	A	A	A	A
34	0.91	0.07	A	A	A	A	A	25	A	A	A	A	A
35	0.93	0.06	A	A	A	A	A	26	A	A	A	A	B
36	0.75	0.05	A	A	A	A	A	18	A	A	A	A	C
37	0.87	0.06	A	A	A	A	A	22	A	A	S	A	A
38	0.88	1.00	A	A	A	A	A	20	A	A	S	A	A
39	0.94	0.60	A	A	A	A	A	18	A	A	S	A	A
40	0.83	0.12	A	A	A	A	A	22	A	A	A	S	A
41	0.88	0.40	A	A	A	A	A	19	A	A	A	S	A
42	0.94	0.54	A	A	A	A	A	26	A	A	A	S	A
43	0.78	0.69	A	A	A	A	A	16	A	A	A	S	A
44	0.80	0.61	A	A	A	A	A	0	A	A	A	A	A
45	0.94	0.06	A	A	A	A	A	23	A	A	A	NA	A
46	0.77	0.99	A	A	A	A	A	25	A	A	NA	A	A
47	0.80	0.41	A	A	A	A	A	26	NA	A	A	A	A
48	0.94	0.06	A	A	A	A	A	26	A	A	NA	A	A
49	0.83	1.21	A	A	A	A	A	28	NA	A	NA	A	A
50	0.77	0.03	A	A	A	A	A	7	A	A	A	A	NA
51	1.01	0.12	A	A	A	A	A	23	A	A	A	NA	A
52	0.59	0.89	A	A	A	A	A	5	A	NA	A	A	A
53	0.93	0.02	B	A	A	A	A	19	A	A	A	A	NA
54	0.95	0.01	A	B	A	A	A	28	A	A	A	A	NA
55	0.80	0.02	A	A	A	B	A	18	A	A	A	A	NA
56	0.92	1.32	A	A	H	A	A	26	NA	A	NA	A	A
57	0.88	0.03	A	A	L	A	A	17	A	A	A	A	NA
58	0.81	1.40	A	A	A	A	H	11	NA	A	NA	A	A
59	0.94	0.04	A	A	A	A	L	18	A	A	A	A	NA
60	0.72	0.02	A	A	A	A	A	5	NA	A	NA	B	NA
61	0.76	0.03	A	A	A	A	A	0	NA	A	NA	C	NA

[0100] 各試験番号の溶鋼について、取鍋に出鋼後直ちにアルミ脱酸剤を添加し、脱硫処理を実施した。各試験番号の溶鋼に対して使用した、アルミ脱酸剤中のＡｌ含有量について、表３及び表４に示す。具体的に、表３及び表４中の「アルミ脱酸剤」欄において、「Ａ」はアルミ脱酸剤中のＡｌ含有量が８０％以上であることを示す。表３及び表４中の「アルミ脱酸剤」欄において、「Ｂ」はアルミ脱酸剤中のＡｌ含有量が８０％未満であることを示す。

[0101] 試験番号１～６０の溶鋼は、脱硫処理後、真空脱ガス処理中にアルミ脱酸剤を添加した。なお、試験番号６０の溶鋼はさらに、真空脱ガス処理の直後にもアルミ脱酸剤を添加した。また、試験番号６１の溶鋼は、脱硫処理後、

アルミ脱酸剤の添加は実施しなかった。

[0102] ここで、各試験番号の溶鋼について、真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤の割合を、表３及び表４に示す。具体的に、表３及び表４中の「脱酸剤添加率」欄において、「Ａ」は真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤が、添加するアルミ脱酸剤全体の５０～７０％であることを示す。表３及び表４中の「脱酸剤添加率」欄において、「Ｌ」は真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤が、添加するアルミ脱酸剤全体の５０％未満であることを示す。表３及び表４中の「脱酸剤添加率」欄において、「Ｈ」は真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤が、添加するアルミ脱酸剤全体の７０％を超えることを示す。

[0103] さらに、各試験番号の溶鋼について、真空脱ガス中にアルミ脱酸剤を添加してからＳｉを添加するまでの時間を示す。具体的に、表３及び表４中の「Ｓｉ添加タイミング」欄において、「Ａ」は真空脱ガス中にアルミ脱酸剤を添加してからＳｉを添加するまでの時間が、１０分以上であることを示す。表３及び表４中の「Ｓｉ添加タイミング」欄において、「Ｂ」は真空脱ガス中にアルミ脱酸剤を添加してからＳｉを添加するまでの時間が、１０分未満であることを示す。

[0104] 試験番号１～５７、６０、及び６１の溶鋼は、出鋼後直ぐのアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までにおいて、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が２５分になるように、溶鋼温度を調整した。一方、試験番号５８の溶鋼は、出鋼後直ぐのアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までにおいて、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が７０分になるように、溶鋼温度を調整した。また、試験番号５９の溶鋼は、出鋼後直ぐのアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までにおいて、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が５分になるように、溶鋼温度を調整した。

[0105] 各試験番号の溶鋼について、出鋼後のアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までの、溶鋼温度が１６００℃以上の時間を表３及び表４に示す。具体的に、表３及び表４中の「溶鋼の保持時間」欄において、「Ａ」は出鋼後のアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までの、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が、１５～６０分であることを示す。表３及び表４中の「溶鋼の保持時間」欄において

、「Ｌ」は出鋼後のアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までの、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が、１５分未満であることを示す。表３及び表４中の「溶鋼の保持時間」欄において、「Ｈ」は出鋼後のアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までの、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が、６０分を超えることを示す。

[0106] 続いて、各試験番号の溶鋼について、連続鋳造機を用いて、連続鋳造法により溶鋼から鋳片（ブルーム）を製造した。ブルームの横断面は３００ｍｍ×４００ｍｍであった。

[0107] 製造された鋳片を熱間圧延してビレットを製造した。ビレットを１１５０℃で３５分加熱し、その後、仕上げ圧延機を用いて仕上げ圧延を実施して直径４０ｍｍの棒鋼を製造した。

[0108] ［熱鍛模擬品の製造］

棒鋼を長手方向と垂直な方向に切断し、直径４０ｍｍ、長さ１００ｍｍの供試材を採取した。供試材を加熱して、１２５０℃で５分間保持した。加熱後速やかに、軸方向に９０％の熱間圧縮を実施して、円盤形状に成形し熱間鍛造模擬品（熱鍛模擬品という）を製造した。成形後の熱鍛模擬品を大気中で放冷した。放冷後、試験片を再加熱して、６００℃に３０分保持した。なお、上述の方法で製造した各試験番号の熱鍛模擬品はいずれも、ＪＩＳ　Ｚ２２４２（２００５）に規定されるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーＥ（２ｍｍＶ）が２０Ｊ／ｃｍ^{2}未満であり、ＡＳＴＭ　Ｅ３９９－０６に規定される破壊靭性値K_Qが４０ＭＰａ$\sqrt{m}$未満であった。

[0109] ［評価試験］

各試験番号の供試材及び熱鍛模擬品を用いて、次の評価試験を実施した。

[0110] ［粗大Al_2O_3系介在物の数密度測定試験］

各試験番号の供試材のＲ／２部からサンプルを採取した。サンプルの表面のうち、供試材の軸方向を含む断面（縦断面）に相当する表面から、長さ４ｍｍ×幅２．５ｍｍを被検面積とする試料を３０個採取した。採取した試料について、上述の方法で粗大Al_2O_3系介在物の数密度（個／ｍｍ^2）を求め

た。求めた粗大Al_2O_3系介在物の数密度（個／mm^2）を表３及び表４に示す。

[0111] ［熱間加工性評価］

上述の方法で、熱鍛模擬品を試験番号ごとに５０個製造した。製造後の熱鍛模擬品の表面の割れの有無を目視で確認した。割れの発生が５０個中０個であった場合を評価「Ａ」とし、１個であった場合を評価「Ｂ」、２～３個であった場合を評価「Ｃ」とし、４個以上であった場合を評価「ＮＡ」とした。評価「Ａ」～「Ｃ」の場合、優れた熱間加工性が得られたと判断し、評価「ＮＡ」の場合、優れた熱間加工性が得られなかったと判断した。評価結果を表３及び表４に示す。

[0112] ［ミクロ組織観察］

各試験番号の熱鍛模擬品を用いて、ミクロ組織観察試験を実施した。具体的には、熱鍛模擬品の縦断面のうち、Ｒ／２部を含むサンプルを採取し、上述の方法により、ベイナイトの面積率（％）を求めた。求めたベイナイトの面積率（％）を表３及び表４に示す。

[0113] ［降伏強度評価］

各試験番号の熱鍛模擬品のＲ／２部から、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に規定されるＪＩＳ　１４Ａ号試験片を２本採取した。採取された試験片を用いて、大気中の室温（２５℃）で引張試験を実施して、２本平均の降伏強度（ＭＰａ）を求めた。

[0114] 降伏強度ＹＳ（ＭＰａ）が１０００～８０１ＭＰａの場合を評価「Ａ」とし、８００～６０１ＭＰａの場合を評価「Ｂ」とし、６００～４０１ＭＰａの場合を評価「Ｃ」とした。降伏強度が４００ＭＰａ以下の場合を評価「ＮＡ」とした。評価結果を表３及び表４に示す。

[0115] 評価「Ａ」～「Ｃ」の場合、高い降伏強度が得られたと判断した。評価「ＮＡ」の場合、降伏強度が低いと判断した。

[0116] ［疲労強度評価］

各熱鍛模擬品のＲ／２部から、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に規定

されるＪＩＳ　１４Ａ号試験片を採取した。採取された試験片を用いて、大気中の室温（２５℃）において、正弦波で位相０（ＭＰａ）の両振り疲労試験を実施した。繰り返し数10^7回で破断しない最大の応力を疲労強度（ＭＰａ）とした。周波数は１５Ｈｚとした。

[0117] 疲労強度が５００～４５１ＭＰａの場合を評価「Ｓ」、４５０～４０１ＭＰａの場合を評価「Ａ」、４００～３５１ＭＰａの場合を評価「Ｂ」、３５０～３０１ＭＰａの場合を評価「Ｃ」とした。疲労強度が３００ＭＰａ以下の場合を評価「ＮＡ」とした。評価結果を表３及び表４に示す。

[0118] 評価「Ｓ」、「Ａ」～「Ｃ」の場合、高い疲労強度が得られたと判断した。評価「ＮＡ」の場合、疲労強度が低いと判断した。

[0119] ［被削性評価］

試験番号ごとに５つの熱鍛模擬品を準備した。準備した５つの熱鍛模擬品に対して任意の位置にドリル穴あけ加工を行い、計５０穴のドリル穴あけ加工した際の工具摩耗量を測定した。ドリル径を１０ｍｍ、主軸の回転速度を１０００回／ｍｉｎとした。

[0120] 工具摩耗量が０～１０μｍの場合を評価「Ｓ」、１１～３０μｍの場合を評価「Ａ」、３１～５０μｍの場合を評価「Ｂ」、５１μｍ～７０μｍの場合を評価「Ｃ」とした。工具摩耗量が７１μｍ以上の場合を評価「ＮＡ」とした。評価「Ｓ」、「Ａ」～「Ｃ」の場合、優れた被削性が得られたと判断した。評価「ＮＡ」の場合、優れた被削性が得られなかったと判断した。評価結果を表３及び表４に示す。

[0121] ［クラッキング性評価］

各試験番号の熱鍛模擬品から、図２Ａに示すコンロッドの大端部を模擬した試験片１０を、機械加工により製造した。試験片１０の一辺の長さは８０ｍｍであり、厚さは１０ｍｍであった。試験片１０の中央には孔（貫通孔）１１を形成した。孔１１の直径は６０ｍｍであり、その中心は、試験片１０の中心と同軸であった。図２Ａに示すとおり、孔１１の周縁のうち、直径の各端点に相当する２箇所に、Ｖ字形状の切欠きＭを加工した。切欠きＭの深

さは１ｍｍ、先端Ｒは０．１ｍｍ、開き角は６０°であった。

[0122] 治具１２を孔１１に嵌め込んだ。治具１２は半円板状の一対の部材からなり、２つ合わせると、直径が孔１１の内径に相当する円板となった。治具１２の中心には、くさび１３を打ち込むための孔１４が形成された（図２Ｂ参照）。

[0123] 治具１２を孔１１に嵌め込んだ後、くさび１３を打ち込んで、試験片１０を室温（２５℃）で２つの部材１０Ａ、１０Ｂに破断分離した（図２Ｃ参照）。

[0124] 部材１０Ａ及び１０Ｂの両側面近傍にボルト穴加工を施し、図２Ｄに示すボルトで部材１０Ａ及び１０Ｂを締結した。破断分離前の試験片１０の孔１１の直径Ｄ０（図２Ａ参照）と、破断分離後であってボルトを締結した後の試験片１０の孔１１の直径Ｄ１（図２Ｄ参照）とを測定し、その差を内径変形量ΔＤ（＝Ｄ１－Ｄ０、単位はμｍ）と定義した。

[0125] 内径変形量ΔＤが０～３０μｍの場合を評価「Ａ」とし、３１～５０μｍを評価「Ｂ」とし、５１～８０を評価「Ｃ」とした。そして、内径変形量ΔＤが８１μｍ以上の場合、評価「ＮＡ」とした。評価「Ａ」～「Ｃ」の場合、優れたクラッキング性が得られたと判断した。評価「ＮＡ」の場合、優れたクラッキング性が得られなかったと判断した。

[0126] ［評価結果］

表１～表４を参照して、試験番号１～４４の化学組成は適切であり、ｆｎ１も式（１）を満たした。さらに、取鍋、アルミ脱酸剤、脱酸剤添加率、Ｓｉ添加タイミング、及び溶鋼の保持時間も適切であった。そのため、鋼中の粗大Al_2O_3系介在物の数密度は０．０５～１．００個／mm^2の範囲内であった。その結果、供試材は、優れた熱間加工性を示した。さらに、熱間鍛造品は、高い降伏強度、高い疲労強度、及び、優れた被削性を示した。さらに、熱間鍛造品はミクロ組織中のベイナイトの面積率が０～３０％であるものの、優れたクラッキング性を示した。

[0127] 一方、試験番号４５はＶ含有量が高すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れ

た被削性を示さなかった。

[0128] 試験番号４６はＶ含有量が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。

[0129] 試験番号４７はＴｉ含有量が高すぎた。その結果、供試材は優れた熱間加工性を示さなかった。

[0130] 試験番号４８はＴｉ含有量が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。

[0131] 試験番号４９はＡｌ含有量が高すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が高すぎた。その結果、供試材は優れた熱間加工性を示さなかった。さらに、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。

[0132] 試験番号５０はＡｌ含有量が低すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0133] 試験番号５１はｆｎ１が高すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れた被削性を示さなかった。

[0134] 試験番号５２はｆｎ１が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は高い降伏強度を示さなかった。

[0135] 試験番号５３は取鍋にアルミ脱酸専用鍋を用いなかった。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0136] 試験番号５４はアルミ脱酸剤中のＡｌ含有量が低すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0137] 試験番号５５は真空脱ガス中にアルミ脱酸剤を添加してからＳｉを添加するまでの時間が短すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0138] 試験番号５６は真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤の割合が高すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が高すぎた。その結果、供試材は

優れた熱間加工性を示さなかった。さらに、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。

[0139] 試験番号５７は真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤の割合が低すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0140] 試験番号５８は出鋼後のアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までの、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が長すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が高すぎた。その結果、供試材は優れた熱間加工性を示さなかった。さらに、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。

[0141] 試験番号５９は出鋼後のアルミ脱酸剤添加から鋳造開始までの、溶鋼温度が１６００℃以上の時間が短すぎた。そのため、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0142] 試験番号６０の化学組成は、特許文献１の実施例１１に相当した。試験番号６０はＣ含有量及びＭｎ含有量が低すぎた。試験番号６０はさらに、Ｎ含有量が高すぎた。試験番号６０はさらに、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、供試材は優れた熱間加工性を示さなかった。その結果さらに、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。さらに、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0143] 試験番号６１の化学組成は、特許文献４の実施例１に相当した。試験番号６１はＣ含有量が低すぎた。試験番号６１はさらに、Ｔｉ含有量及びＡｌ含有量が低すぎた。試験番号６１はさらに、粗大Al_2O_3系介在物の数密度が低すぎた。その結果、供試材は優れた熱間加工性を示さなかった。さらに、熱間鍛造品は高い疲労強度を示さなかった。さらに、熱間鍛造品は優れたクラッキング性を示さなかった。

[0144] 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] 質量％で、

Ｃ：０．３９～０．５５％、

Ｓｉ：０．１０～１．００％、

Ｍｎ：０．５０～１．５０％、

Ｐ：０．０１０～０．１００％、

Ｓ：０．０４０～０．１３０％、

Ｃｒ：０．０５～０．５０％、

Ｖ：０．０５～０．４０％、

Ｔｉ：０．１０％～０．２５％、

Ａｌ：０．００３～０．１００％、

Ｎ：０．０２０％以下、

Ｃｕ：０～０．４０％、

Ｎｉ：０～０．２０％未満、

Ｍｏ：０～０．１０％、

Ｐｂ：０～０．３０％、

Ｔｅ：０～０．３０００％、

Ｃａ：０～０．０１００％、及び、

Ｂｉ：０～０．３０００％を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなり、式（１）を満たす化学組成を有し、

鋼中において、Al_2O_3を質量％で７０．０％以上含有し、$\sqrt{AREA}$が３μｍ以上であるAl_2O_3系介在物の数密度が０．０５～１．００個／mm^2である、非調質棒鋼。

０．６０≦Ｃ＋０．２Ｍｎ＋０．２５Ｃｒ＋０．７５Ｖ＋０．８１Ｍｏ≦１．００　（１）

ここで、式（１）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

[請求項2] 請求項１に記載の非調質棒鋼であって、

前記化学組成は、

Ｃｕ：０．０１～０．４０％、

Ｎｉ：０．０１～０．２０％未満、及び

Ｍｏ：０．０１～０．１０％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、非調質棒鋼。

[請求項3] 請求項１又は請求項２に記載の非調質棒鋼であって、

前記化学組成は、

Ｐｂ：０．０５～０．３０％、

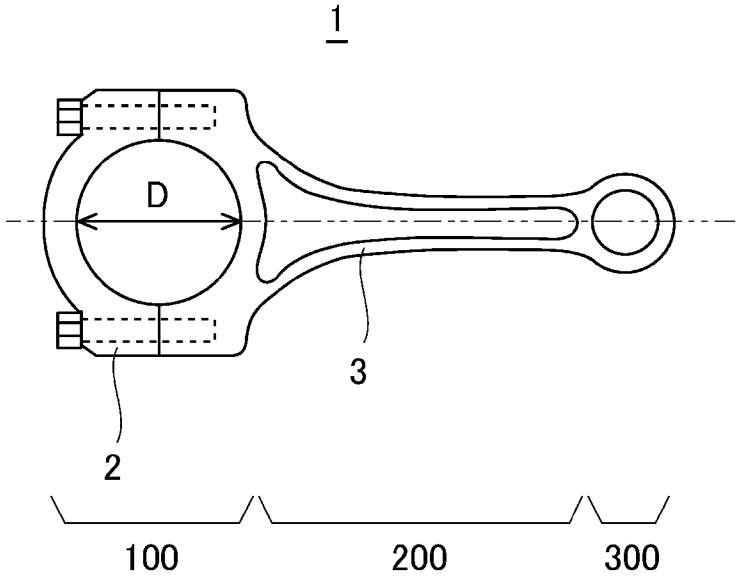
Ｔｅ：０．０００３～０．３０００％、

Ｃａ：０．０００３～０．０１００％、及び

Ｂｉ：０．０００３～０．３０００％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、非調質棒鋼。

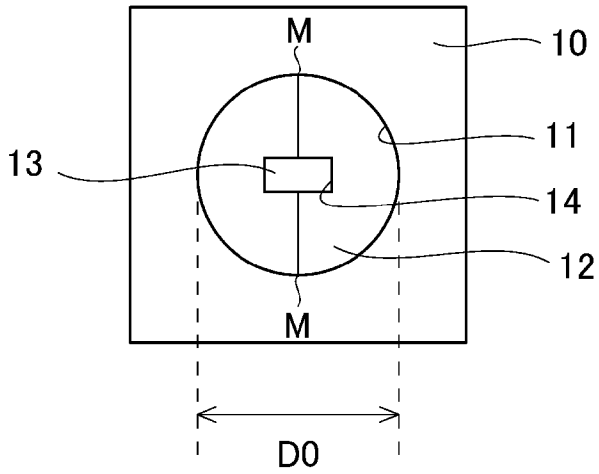
[図1]

FIG. 1



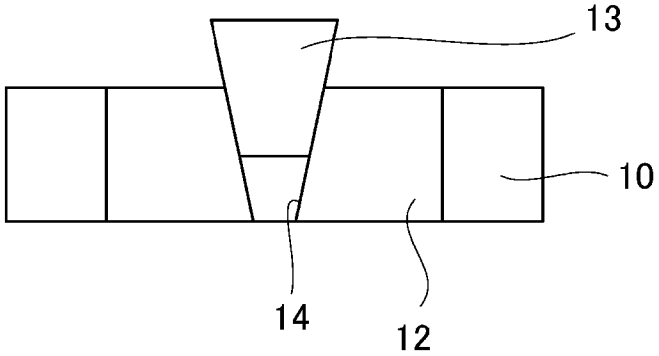
[図2A]

FIG. 2A



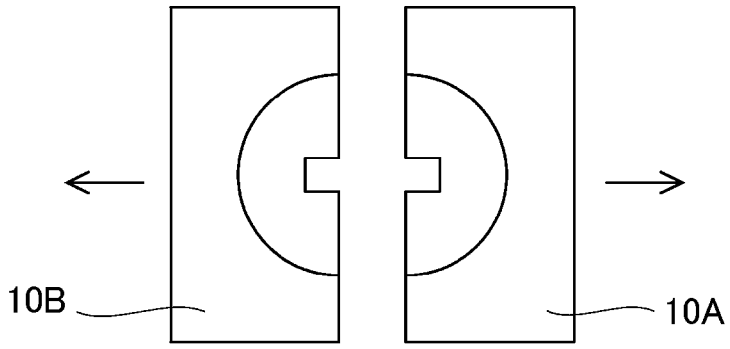
[図2B]

FIG. 2B



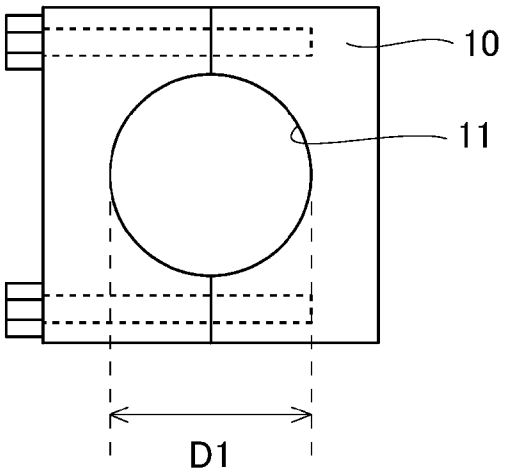
[図2C]

FIG. 2C



[図2D]

FIG. 2D



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/006606

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C21C7/06(2006.01)n, C21C7/064(2006.01)n, C21C7/10(2006.01)n, C21D8/06(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)
Int.Cl. C22C38/00-38/60

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)
JSTPlus(JDreamIII)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-336071 A (KOBE STEEL, LTD.) 14 December 2006 (Family: none)	1-3
A	JP 2004-277841 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 07 October 2004 (Family: none)	1-3
A	JP 2015-25162 A (DAIDO STEEL CO., LTD.) 05 February 2015 (Family: none)	1-3

☒ 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
11.04.2018	24.04.2018
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/JP2018/006606

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 2002-256394 A (DAIDO STEEL CO., LTD.) 11 September 2002 (Family: none)	1-3
A	WO 2009/072445 A1 (KOBE STEEL, LTD.) 11 June 2009 & US 2010/0266439 A1 & EP 2216423 A1 & CN 101883873 A & BR PI0819104 A2 & KR 10-2010-0070386 A	1-3
A	WO 2010/116555 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 14 October 2010 & US 2012/0018063 A1 & EP 2418296 A1 & CA 2757393 A1 & KR 10-2011-0117261 A & AU 2009343864 A1 & CN 102378822 A & BR PI0925071 A2	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／００６６０６

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, C22C38/60(2006.01)i, C21C7/06(2006.01)n, C21C7/064(2006.01)n, C21C7/10(2006.01)n, C21D8/06(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.　C22C38/00-38/60

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）

JSTPlus（JDreamIII）

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 2006-336071 A（株式会社神戸製鋼所）2006.12.14（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2004-277841 A（住友金属工業株式会社）2004.10.07（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2015-25162 A（大同特殊鋼株式会社）2015.02.05（ファミリーなし）	1-3

☑　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
１１．０４．２０１８	２４．０４．２０１８

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　５２７６
静野　朋季
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 2002-256394 A (大同特殊鋼株式会社) 2002.09.11 (ファミリーなし)	1-3
A	WO 2009/072445 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2009.06.11 & US 2010/0266439 A1 & EP 2216423 A1 & CN 101883873 A & BR PI0819104 A2 & KR 10-2010-0070386 A	1-3
A	WO 2010/116555 A1 (新日本製鐵株式会社) 2010.10.14 & US 2012/0018063 A1 & EP 2418296 A1 & CA 2757393 A1 & KR 10-2011-0117261 A & AU 2009343864 A1 & CN 102378822 A & BR PI0925071 A2	1-3