

(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
2015年7月2日(02.07.2015)



(10) 国際公開番号
WO 2015/098528 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 8/00* (2006.01)
B21J 1/06 (2006.01) *C22C 38/50* (2006.01)
B21J 5/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/082716
- (22) 国際出願日: 2014年12月10日(10.12.2014)
- (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 2013-264884 2013年12月24日(24.12.2013) 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: 田中 康介(TANAKA, Kosuke); 〒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). 大橋 徹也(OHASHI, Tetsuya); 〒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). 今高 秀樹(IMATAKA, Hideki); 〒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: 特許業務法人ブライタス(BRIGHTAS IP ATTORNEYS); 〒5300057 大阪府大阪市北区曽根崎2丁目5番10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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第21条(3))
— 補正された請求の範囲及び説明書 (条約第19条(1))

(54) Title: STEEL MATERIAL FOR HOT FORGING, PROCESS FOR MANUFACTURING SAME AND ROUGHLY SHAPED PRODUCT OF HOT FORGING OF SAID STEEL MATERIAL

(54) 発明の名称: 熱間鍛造用鋼材およびその製造方法ならびにその鋼材を用いた熱間鍛造素形材

(57) Abstract: A steel material for hot forging which has a chemical composition that contains, in mass%, 0.1 to 0.3% of C, 0.16 to 0.50% of Si, 0.3 to 1.0% of Mn, at most 0.030% of S, 0.8 to 1.8% of Cr, 0.02 to 0.06% of Al, 0.010 to 0.025% of N, 0 to 0.50% of Cu, and 0 to 0.50% of Ni with the balance being Fe and impurities, the amounts of P, Ti and O contained in the impurities being 0.020% or less, 0.005% or less, and 0.0020% or less respectively, and that further has an E value of 0.012 to 0.022%, wherein: in the microstructure of a cross section perpendicular to the rolling direction, the matrix is composed of 0 to 10% of bainite in terms of area fraction, ferrite and pearlite; and in an area of $1\mu\text{m}^2$, AlN particles having equivalent circle diameters of 10 to 100nm accounts for at least 85% of AlN particles having equivalent circle diameters of 10nm or larger. When the Al/N ratio is equal to or higher than 1.93, $E = 0.965 \times N$, while when the Al/N ratio is lower than 1.93, $E = 0.5 \times \text{Al}$. When a product obtained by hot-forging the steel material is heated in a carburizing step, the coarsening of austenite grains can be stably inhibited, even when the hot forging has been conducted in any temperature range selected from a wide variety of temperature ranges.

(57) 要約: 質量%で、C:0.1~0.3%、Si:0.16~0.50%、Mn:0.3~1.0%、S:0.030%以下、Cr:0.8~1.8%、Al:0.02~0.06%、N:0.010~0.025%、Cu:0~0.50%およびNi:0~0.50%と、残部がFeおよび不純物とからなり、不純物中のP、TiおよびOがそれぞれ、P:0.020%以下、Ti:0.005%以下およびO:0.0020%以下であり、さらに、E:0.012~0.022の化学組成を有する熱間鍛造用鋼材であって、圧延方向と垂直な断面におけるミクロ組織において、マトリックスが、面積率で0~10%のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、さらに、面積 $1\mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が10nm以上のAlNのうちで、円相当直径が10~100nmのものが85%以上である熱間鍛造用鋼材。但し、 $\text{Al}/\text{N} \geq 1.93$ の場合: $E = 0.965 \times \text{N}$ 、 $\text{Al}/\text{N} < 1.93$ の場合: $E = 0.5 \times \text{Al}$ 。この鋼材は、様々な温度域で熱間鍛造しても、浸炭加熱の際にオーステナイト粒の粗大化を安定して防止することができる。

WO 2015/098528 A1

明 細 書

発明の名称：

熱間鍛造用鋼材およびその製造方法ならびにその鋼材を用いた熱間鍛造素
形材

技術分野

[0001] 本発明は、熱間鍛造用鋼材およびその製造方法ならびにその鋼材を用いた熱間鍛造素形材に関する。

背景技術

[0002] 自動車や産業機械の歯車、プーリ、シャフトなどの部品は、熱間鍛造または冷間鍛造により粗成形した後、切削加工を施し、その後、浸炭焼入れによって表面硬化して製造する場合が多い。しかし、浸炭工程時の加熱（以下、簡単のために「浸炭加熱」という。）で、焼入れ前のオーステナイト粒が粗大化すると、疲労強度が低下したり、焼入れ時の熱処理歪が大きくなるなどの問題が生じやすい。

[0003] このように、オーステナイト粒が粗大化すると、歯車などの浸炭部品において、部品としての疲労強度が確保出来なかったり、熱処理歪増加に伴う騒音および振動の原因になったりして、部品特性の劣化を引き起こす。このため、浸炭部品内に粗大粒を生じない鋼材が強く求められている。

[0004] 一般に、熱間鍛造では、精密に成形するために、材料（鍛造素材）を約 1250℃以上の高温に加熱して、軟化させてから加工が施されることが多い。しかしながら、こうした高温加熱は、スケール発生による材料損失、型寿命の低下をきたしたり、ときには、品質の劣化などの問題を生じることがある。さらに、エネルギーコストが高くなることも避け難い。

[0005] したがって、近年、上述したような高温加熱による問題点を軽減して、浸炭部品の品質および信頼性の向上を図るとともに、エネルギーおよび材料の節約によるコスト低減と環境改善などを目的に、鍛造素材の加熱温度を 900～1100℃として、従来よりも低い温度域で熱間鍛造することも試みら

れている。

[0006] 一方、冷間鍛造部品に較べて熱間鍛造部品は、浸炭加熱時にオーステナイト粒が粗大化し難いと考えられてきたものの、上述のとおり様々な温度域で熱間鍛造されることが多くなったため、浸炭加熱時にオーステナイト粒が粗大化する熱間鍛造部品が増加している。

[0007] そのため、様々な温度域で熱間鍛造しても、浸炭加熱の際にオーステナイト粒の粗大化を安定して防止できる熱間鍛造用鋼材が強く求められ、例えば、次に示すような技術が開示されている。

[0008] 特開2004-59969号公報に、質量%で、C：0.10～0.40%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.20～2.0%、Al：0.015～0.050%、N：0.010～0.025%、Al／N：1.0～3.0を含有し、さらに必要に応じて、Ni、CrおよびMoから選択される1種以上を含み、残部Feおよび不可避不純物からなり、浸炭前の状態においてベイナイト指数 ≤ 0.2 またはベイナイト指数 ≥ 0.8 を満足することを特徴とする結晶粒粗大化を抑制した浸炭用鋼素材が開示されている。

[0009] 特開2006-257482号公報に、質量%で、Al：0.010～0.060%、Nb：0.030～0.070%、N：0.010～0.030%、を含有し、さらに必要に応じて、C、Si、MnおよびCrを含み、残部Fe及び不可避的不純物からなる鋼を鑄造後、加熱温度を900～1100℃、仕上げ温度を800～950℃で製品圧延した鋼材を用いて、部品鍛造を行うことを特徴とする浸炭時の結晶粒粗大化防止特性に優れた鍛造部材が開示されている。

[0010] 特開2007-162128号公報に、質量%で、C：0.05～0.30%、Si：2.0%以下（0%を含まない）、Mn：1.0%以下（0%を含まない）、P：0.03%以下（0%を含む）、S：0.03%以下（0%を含む）、Cr：2.0%以下（0%を含まない）、Al：0.1%以下（0%を含まない）、Nb：0.05～0.30%、Ti：0.05～0.10%、N：0.0080%以下（0%を含まない）、O：0.0020

%以下（0%を含む）を満たし、さらに必要に応じて、Cu、Ni、Mo、B、Ca、Pb、Bi、V、ZrおよびWから選択される1種以上を含み、残部は鉄および不可避不純物からなり、且つ鋼材中のNbおよびTiを含む複合窒化物の最大粒径が $20\mu\text{m}$ 以下であると共に、粒径が $1\mu\text{m}$ 以上、 $20\mu\text{m}$ 以下である当該窒化物が 1mm^2 中に平均50個以下存在するものであることを特徴とする鍛造性と結晶粒粗大化防止特性に優れた肌焼鋼が開示されている。

[0011] 特開2007-321211号公報に、鋼中成分は、質量%で、C：0.10～0.30%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.2～2.0%、P：0.03%以下、S：0.2%以下、Al：0.01～0.10%、N：0.003～0.030%、Nbおよび／またはTi：0.010～0.20%、さらに必要に応じて、Cr、Mo、Ni、Cu、B、Pb、Bi、Mg、Ca、Te、Zr、HfおよびVから選択される1種以上を含み、残部：Feおよび不可避不純物であり、フェライト中に、（1）析出物の平均粒径（nm）／析出物の面積率 $<5.0\times 10^4$ （nm）、（2）析出物の平均粒径：6nm以上、（3）析出物の密度：20個／ μm^2 以上および（4）（析出物中のNb量及び／又はTi量）／（鋼中のNb量及び／又はTi量）の比率：95%以上、の要件を満足する、Nb及び／又はTi含有析出物を含有し、上記Nb及び／又はTi含有析出物は、Nb炭化物、Nb炭窒化物、Ti炭化物、Nb-Ti複合炭化物、及びNb-Ti複合炭窒化物よりなる群から選択される少なくとも一種であることを特徴とする高温浸炭時の結晶粒粗大化防止特性に優れた熱間圧延材が開示されている。

[0012] 特開2013-234354号公報に、C：0.1～0.25%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.5～1.5%、S：0.003～0.05%、Cr：0.7～2.0%、Mo：0.4%以下（0%を含む）、Al：0.02～0.10%およびN：0.004～0.025%、を含むとともに、さらに必要に応じて、Cu、Ni、B、TiおよびNbから選択される1種以上を含み、残部がFeと不純物からなり、不純物中のPおよびOがそ

れぞれ、 $P : 0.025\%$ 以下および $O : 0.002\%$ 以下である化学組成を有し、組織が、フェライト・パーライトまたはフェライト・パーライト・ベイナイトからなり、フェライト分率が $55 \sim 80\%$ 、パーライト分率が $20 \sim 35\%$ 、ベイナイト分率が 10% 以下、かつ、 $0.50 \leq [100 / (100 - \text{フェライト分率})] \times C \leq 0.80$ で、更に、セメンタイト中の Mn 、 Cr および Mo の合計濃度が $2.8 \sim 4.5\%$ であることを特徴とする冷間鍛造用熱間圧延棒鋼または線材が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0013] 特許文献1：特開2004-59969号公報
特許文献2：特開2006-257482号公報
特許文献3：特開2007-162128号公報
特許文献4：特開2007-321211号公報
特許文献5：特開2013-234354号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0014] 特開2004-59969号公報で開示された技術は、様々な温度域で熱間鍛造された場合に、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化を必ずしも安定して防止できるというものではない。すなわち、特開2004-59969号公報で開示された浸炭用鋼素材で規定されているのは、浸炭加熱前の状態における、換言すれば、熱間加工後の状態における $A1/N$ バランスおよびベイナイト指数であって、熱間加工の加熱前の鋼材の状態ではない。そして、この特開2004-59969号公報には、実施例で浸炭模擬試験を行う前の熱間据え込み（熱間鍛造）に供した $\phi 8 \times 12 \text{ mm}$ の試験片の素材となる $\phi 30$ の丸棒を熱間加工した具体的な方法として、加熱温度が 1200°C であることが記載されているだけである。つまり、熱間据え込みに際して、加熱前のミクロ組織については全く記載がなく、加熱温度を $900 \sim 1100^\circ\text{C}$

0℃として従来よりも低い温度域で熱間鍛造する場合については検討されていない。このため、特開2004-59969号公報の表2に示されているように、例えば、鋼材A～Dを1200℃に加熱した後、1000℃という同じ温度で熱間据え込み（熱間鍛造）しても、浸炭模擬試験で安定した結晶粒（オーステナイト粒）の粗大化防止が達成できていないし、同じ鋼材Aの場合であっても、900～1250℃の幅広い温度域に加熱して熱間据え込みした場合、必ずしも浸炭時のオーステナイト粒粗大化を安定して防止できない。

[0015] 特開2006-257482号公報で開示された技術も、様々な温度域で熱間鍛造された場合に、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化を必ずしも安定して防止できるというものではない。すなわち、特開2006-257482号公報で開示された技術の基本思想は、鋼材の圧延加熱温度を900～1100℃にして結晶粒（オーステナイト粒）の粗大化防止に有効な、微細なAlNおよびNb（C、N）析出物を、マトリックスに固溶させないことにあるが、圧延後のミクロ組織については具体的な記載がない。一般的に、圧延加熱前の段階で粗大な析出物がマトリックス中に固溶せずに残っておれば、熱間圧延時の加熱によって析出物の凝集や更なる粗大化が生じやすい。このため、特開2006-257482号公報に規定されているように、圧延加熱温度を900～1100℃として熱間圧延して得られた鋼材のマトリックス中には、必ずしも微細なAlNおよびNb（C、N）析出物が析出しているとは限らない。したがって、その後の鍛造時の加熱温度が900～1100℃の場合には、鋼材中に粗大なAlNは固溶せず残存したままとなっている可能性が極めて高く、必ずしも浸炭時のオーステナイト粒粗大化を安定して防止できない。

[0016] 特開2007-162128号公報で開示された技術も、様々な温度域で熱間鍛造された場合に、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化を必ずしも安定して防止できるというものではない。すなわち、特開2007-162128号公報で開示された技術の基本思想は、鋼材中のNbおよびTiを含む

複合窒化物の形態およびその個数を特定することであり、加えてTiとNbの最適化により従来よりも多量の析出物を生成させることを検討している。しかしながら、Nの含有量は0.0080%以下としている。鋼材中に析出する窒化物の最大析出量は、Nの含有量によって制限される。したがって、特開2007-162128号公報で規定しているように、N:0.0080%以下とし、かつ鋼材中のNbおよびTiを含む複合窒化物の粒径が1 μ m以上、20 μ m以下である当該窒化物が1mm²中に平均50個以下と制限した場合、様々な温度域で熱間鍛造された後、必ずしも浸炭時のオーステナイト粒粗大化を防止できない。

[0017] 特開2007-321211号公報で開示された技術も、様々な温度域で熱間鍛造された場合に、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化を必ずしも安定して防止できるというものではない。すなわち、特開2007-321211号公報で開示された熱間圧延材では、Nb及び／又はTi含有析出物のサイズ、面積率、密度、および析出量を規定しているが、ミクロ組織について検討されていない。熱間加工して製造された鍛造素材のミクロ組織の不均一性は、熱間鍛造を行った後も傾向としては引き継がれる。したがって、ミクロ組織中に例えばベイナイトが混入すると、必ずしも浸炭時のオーステナイト粒粗大化を防止できない。加えて、硬さ増加に伴って熱間鍛造前のシャー切断等の加工性が劣化する。

[0018] 本発明は、上記現状に鑑みてなされたもので、その目的は、様々な温度域で熱間鍛造しても、浸炭加熱の際にオーステナイト粒の粗大化を安定して防止することが可能な熱間鍛造用鋼材およびその製造方法ならびにその鋼材を用いた熱間鍛造素形材を提供することである。より詳しくは、本発明の目的は、様々な温度域で、特に、900～1250℃で加熱後に、熱間鍛造しても、浸炭加熱の際に、特に、950℃以下の温度で3時間加熱した際に、オーステナイト粒の粗大化を安定して防止でき、熱間鍛造によって粗成形される歯車、CVT用プーリを始めとする自動車のミッションなどの部品の素材として好適な、熱間鍛造用鋼材およびその製造方法ならびにその鋼

材を用いた熱間鍛造素形材を提供することである。

- [0019] なお、本発明では、J I S G 0 5 5 1 (2 0 1 3) に規定の、粒度番号が5番以下のオーステナイト結晶粒が面積10mm²内に2個以上あった場合に、オーステナイト粒が粗大化したものとする。

課題を解決するための手段

- [0020] 上記した課題を解決するために、本発明者らは、種々の検討を行った。その結果、下記(a)～(f)の知見を得た。

- [0021] (a) 熱間鍛造で粗成形する場合、材料(鍛造素材)を一般的な熱間鍛造加熱温度である約1250℃以上の高温に加熱すれば、熱間鍛造の加熱前の状態に関係なく、マトリックスに固溶しないで残るA I N (未固溶のA I N)がない、換言すれば、A I Nはマトリックスに固溶しているので、浸炭加熱の際にA I Nが微細分散析出してピン止め効果が発揮される。このため、通常の920～950℃程度の浸炭温度域では、オーステナイト粒は粗大化し難い。なお、以下の説明においては、鍛造素材を棒鋼圧延によって製造する場合を想定して、上記の「熱間鍛造の加熱前」を「棒鋼圧延後」と称し、例えば、「熱間鍛造の加熱前の段階」を「棒鋼圧延後の段階」などということがある。

- [0022] (b) しかしながら、熱間鍛造で粗成形するに際して、鍛造素材の加熱温度を900～1100℃として、従来よりも低い温度域で熱間鍛造する場合には、棒鋼圧延後の段階で粗大なA I Nがマトリックス中に固溶せず残る場合がある。このような状態で熱間鍛造を行うと、熱間鍛造前の加熱時に、残っているA I Nが凝集し、そのA I Nが更なる粗大化を生じやすくなる。その結果、浸炭加熱の際にA I Nのピン止め効果が極めて不十分となるので、上記920～950℃程度の浸炭温度域でも、オーステナイト粒の粗大化が生じることを避け難い。

- [0023] (c) したがって、様々な温度域で熱間鍛造しても、浸炭加熱の際にオーステナイト粒の粗大化を抑制するためには、熱間鍛造の加熱前の段階、つまり、棒鋼圧延後の段階から、浸炭用途に適した鋼材として造り込んでおくこ

とが必要である。なお、棒鋼圧延後の段階で、ピン止め粒子である AlN を多量、かつ微細に分散させることが浸炭加熱時のオーステナイト粒の粗大化防止に必要であるものの、鋼中に含有される Al および N の量によって、 AlN の最大析出量が異なってくる。このため、 Al および N の含有量を特定の範囲に制限して、 AlN の適正量を鋼中に析出させるとともに鋼中の AlN の析出・分散状態を制御する必要がある。具体的には、式中の元素記号を、その元素の質量%での含有量として、下記の (i) 式または (ii) 式で表わされる E の値が $0.012 \sim 0.022$ の範囲を満たすようにし、さらに、 AlN のサイズおよび分散状態を制御することによってオーステナイト粒の粗大化を安定して防止することができる。

$Al/N \geq 1.93$ の場合： $E = 0.965 \times N \dots\dots (i)$ 、

$Al/N < 1.93$ の場合： $E = 0.5 \times Al \dots\dots (ii)$ 。

[0024] (d) 量産工程として一般的な、大断面での連続鋳造後の鋳片には、粗大な AlN が生成しており、これが棒鋼圧延後の段階で残存していると、浸炭加熱時にオーステナイト粒が粗大化しやすい。したがって、浸炭加熱時に安定してオーステナイト粒の粗大化を抑制するためには、鋳片の加熱、つまり分塊圧延時の加熱を $1250^\circ C$ 以上とし、一旦鋼中に AlN を固溶させることが好ましい。

[0025] (e) 棒鋼圧延後の段階で、 AlN を微細分散させて、浸炭加熱時にオーステナイト粒の粗大化を安定して防止するためには、棒鋼圧延前の鋼片加熱温度を、下記の (iii) 式で表わされる $T^\circ C$ 以下にすることが好ましい。

$$T = -7397 / [\log \{ (E1^2 - E2^2) / 1.93 \} - 1.71] - 273 \dots\dots (iii)$$

ただし、(iii) 式において、

$E1 = (0.5 \times Al + 0.965 \times N - E) \dots\dots (iv)$ 、

$E2 = (0.5 \times Al - 0.965 \times N) \dots\dots (v)$ であり、

また、(iv) 式における E は、

$Al/N \geq 1.93$ の場合： $E = 0.965 \times N \dots\dots (i)$ 、

$A I / N < 1.93$ の場合 : $E = 0.5 \times A I \cdots \cdots (i i)$ である。

なお、各式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[0026] (f) 棒鋼圧延前の鋼片加熱温度を、(e) 項で述べた $T^{\circ}C$ 以下にすれば、 $A I N$ が微細分散するだけでなく、棒鋼圧延後の組織が、容易にベイナイトの混入の少ないフェライトとパーライトの混合組織になる。なお、この組織は、比較的軟質であり、後のシャー切断等の加工性の確保に有益である。

[0027] 本発明は、上記の知見に基づいて完成されたものであり、その要旨は、下記に示す熱間鍛造用鋼材およびその製造方法ならびにその鋼材を用いた熱間鍛造素形材にある。

[0028] (1) 質量%で、 $C : 0.1 \sim 0.3\%$ 、 $S i : 0.16 \sim 0.50\%$ 、 $M n : 0.3 \sim 1.0\%$ 、 $S : 0.030\%$ 以下、 $C r : 0.8 \sim 1.8\%$ 、 $A l : 0.02 \sim 0.06\%$ 、 $N : 0.010 \sim 0.025\%$ 、 $C u : 0 \sim 0.50\%$ および $N i : 0 \sim 0.50\%$ と、
残部が $F e$ および不純物とからなり、
不純物中の P 、 $T i$ および O がそれぞれ、 $P : 0.020\%$ 以下、 $T i : 0.005\%$ 以下および $O : 0.0020\%$ 以下であり、
さらに、下記の (i) 式または (i i) 式で表わされる E の値が $0.012 \sim 0.022$ の範囲にある化学組成を有する熱間鍛造用鋼材であって、
圧延方向と垂直な断面におけるミクロ組織において、マトリックスが、面積率で $0 \sim 10\%$ のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、
さらに、面積 $1 \mu m^2$ 中において、円相当直径が $10 nm$ 以上の $A I N$ のうちで、円相当直径が $10 \sim 100 nm$ のものが 85% 以上である、熱間鍛造用鋼材。

$A I / N \geq 1.93$ の場合 : $E = 0.965 \times N \cdots \cdots (i)$ 、

$A I / N < 1.93$ の場合 : $E = 0.5 \times A I \cdots \cdots (i i)$ 。

上記の (i) 式および (i i) 式における元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

[0029] (2) 上記化学組成が、質量%で、Cu : 0.05 ~ 0.50%およびNi : 0.05 ~ 0.50%から選択される1種以上を含有する、上記(1)に記載の熱間鍛造用鋼材。

[0030] (3) 上記(1)または(2)に記載の化学組成を有する鋼を鑄造して得た鑄片または鋼塊を、1250℃以上の温度で50分以上加熱してから分塊圧延して鋼片とし、次いで、その鋼片を下記の(iii)式で表わされるT℃以下かつ900℃以上の温度で60分以上加熱した後、仕上げ温度を800℃以上として熱間圧延し、熱間圧延終了後2.0℃/秒以下の冷却速度で600℃まで冷却する、熱間鍛造用鋼材の製造方法。

$$T = -7397 / [\log \{ (E1^2 - E2^2) / 1.93 \} - 1.71] - 273 \dots (iii)$$

ただし、(iii)式において、

$$E1 = (0.5 \times Al + 0.965 \times N - E) \dots (iv)、$$

$$E2 = (0.5 \times Al - 0.965 \times N) \dots (v) \text{であり、}$$

また、(iv)式におけるEは、

$$Al / N \geq 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.965 \times N \dots (i)、$$

$$Al / N < 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.5 \times Al \dots (ii) \text{である。}$$

なお、各式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[0031] (4) 上記(1)または(2)に記載の熱間鍛造用鋼材を、900 ~ 1250℃で加熱した後、900 ~ 1100℃の温度域にて鍛造して得られる、熱間鍛造素形材。

[0032] 残部としての「Feおよび不純物」における「不純物」とは、鉄鋼材料を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境などから混入するものを指す。

発明の効果

[0033] 本発明の熱間鍛造用鋼材は、様々な温度域、特に、900 ~ 1250℃の幅広い温度域で加熱後に熱間鍛造しても、浸炭加熱の際に、特に、950℃以下の温度で3時間加熱した際に、オーステナイト粒の粗大化を安定して防

止できるので、熱間鍛造によって粗成形される歯車、C V T用プーリを始めとする自動車のトランスミッションなどの部品の素材として好適に用いることができる。

[0034] また、本発明に係る熱間鍛造用鋼材は、本発明の製造方法によって容易に得ることができる。

発明を実施するための形態

[0035] 以下、本発明の各要件について詳しく説明する。なお、以下の説明における各元素の含有量の「%」表示は「質量%」を意味する。

[0036] (A) 化学組成：

C : 0.1 ~ 0.3 %

Cは、浸炭焼入れしたときの部品の芯部強度を確保するために必須の元素であり、その含有量が0.1 %未満では上記の効果が不十分である。一方、Cの含有量が多くなると、熱間鍛造後の被削性の低下が顕著になる。したがって、Cの含有量を0.1 ~ 0.3 %とした。なお、Cの含有量は、0.18 %以上、0.25 %以下であることが好ましい。

[0037] Si : 0.16 ~ 0.50 %

Siは、焼入れ性を向上させる作用および脱酸作用を有する。また、Siは、焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、さらに、疲労強度の向上にも効果を有する元素である。Siの含有量が0.16 %未満では上記の効果が不十分である。しかしながら、Siは酸化性の元素であるため、その含有量が多くなると、浸炭ガス中に含まれる微量の H_2O または CO_2 によってSiが選択酸化され、鋼表面にSi酸化物が生成されるので、浸炭異常層の深さが大きくなる。そして、浸炭異常層の深さが大きくなると、疲労強度の低下を招く。さらに、Siの含有量が多くなると、熱間鍛造後の被削性の低下が顕著になる。したがって、Siの含有量を0.16 ~ 0.50 %とした。なお、Siの含有量は、0.17 %以上、0.35 %以下であることが好ましい。

[0038] Mn : 0.3 ~ 1.0 %

Mnは、焼入れ性、焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、また、疲労強度の向上にも効果を有する元素である。しかしながら、Mnの含有量が0.3%未満では上記の効果が不十分である。一方、Mnの含有量が多くなると、疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、熱間鍛造後の被削性の低下が顕著になる。したがって、Mnの含有量を0.3~1.0%とした。なお、Mnの含有量は、0.5%以上、0.95%以下であることが好ましい。

[0039] S : 0.030%以下

Sは、不純物として含有される。また、Sは積極的に含有させると、Mnと結合してMnSを形成し、被削性を向上させる元素である。しかし、Sの含有量が多くなると、粗大なMnSを生成しやすくなり、熱間鍛造性および疲労強度を低下させる。したがって、Sの含有量を0.030%以下とした。Sの含有量は、0.025%以下であることが好ましい。

[0040] 一方、上記したSの効果を安定して得るためには、含有させる場合のSの量は、0.005%以上とすることが好ましい。

[0041] Cr : 0.8~1.8%

Crは、焼入れ性、焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、また、疲労強度の向上にも効果を有する元素である。その含有量が0.8%未満では上記の効果が不十分である。一方、Crの含有量が多くなると、疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、熱間鍛造後の被削性の低下が顕著になる。また、Siと同様にCrは酸化性の元素であるため、その含有量が多くなると浸炭異常層の深さが深くなり、曲げ疲労強度の低下を招く。したがって、Crの含有量を0.8~1.8%とした。なお、Crの含有量は、0.9%以上、1.7%以下であることが好ましい。

[0042] Al : 0.02~0.06%

Alは、脱酸作用を有すると同時に、鋼中のNと結合してAlNとして析出しやすく、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化防止に有効な元素である。しかしながら、Al含有量が0.02%未満ではその効果が十分ではない。一方で、Alの含有量が過剰になると、AlNが凝集しやすくなるので、

オーステナイト粒粗大化防止に有効な微細な析出物が減少してしまい、後述の「 950°C 以下の温度で3時間加熱した場合に、オーステナイト粒が粗大化しないこと」という、本発明で目標とするオーステナイト粒粗大化防止効果が得られない。加えて、Al含有量が多いと、硬質で粗大な Al_2O_3 形成による被削性の低下をきたし、疲労強度も低下する。したがって、Alの含有量を $0.02\sim0.06\%$ とした。なお、Alの含有量は、 0.025% 以上、 0.05% 以下であることが好ましい。

[0043] N : $0.010\sim0.025\%$

Nは、Alと結合して、AlNを析出するために必要な元素であり、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化防止効果を有する。しかしながら、Nの含有量が 0.010% 未満では、その効果が十分ではない。一方、Nの含有量が過剰になると、AlNが凝集しやすくなるので、オーステナイト粒粗大化防止に有効な微細な析出物が減少してしまい、上記した本発明で目標とするオーステナイト粒粗大化防止効果が得られない。したがって、Nの含有量を $0.010\sim0.025\%$ とした。なお、Nの含有量は 0.012% 以上、 0.023% 以下であることが好ましい。

[0044] Cu : $0\sim0.50\%$

Cuは、焼入れ性を高める効果があり、より疲労強度を高めるために有効な元素であるので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Cuの含有量が多くなると、焼入れ性の向上による疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、熱間鍛造後の被削性の低下が顕著になる。したがって、含有させる場合のCuの量を 0.50% 以下とした。なお、含有させる場合のCuの量は 0.30% 以下であることが好ましい。

[0045] 一方、上記したCuの効果を安定して得るためには、含有させる場合のCuの量は、 0.05% 以上とすることが好ましい。

[0046] Ni : $0\sim0.50\%$

Niは、焼入れ性を高める効果があり、より疲労強度を高めるために有効な元素であるので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Niの

含有量が多くなると、焼入れ性の向上による疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、熱間鍛造後の被削性の低下が顕著になる。したがって、含有させる場合のNiの量を0.50%以下とした。なお、含有させる場合のNiの量は0.30%以下であることが好ましい。

[0047] 一方、上記したNiの効果を安定して得るためには、含有させる場合のNiの量は、0.05%以上とすることが好ましい。

[0048] 上記のCuおよびNiは、いずれか1種のみ、または、2種の複合で含有させることができる。なお、2種を複合含有させる場合のこれらの元素の合計量は、0.8%以下とすることが好ましい。

[0049] 本発明の熱間鍛造用鋼材は、上記したCからNiまでの元素と、残部がFeおよび不純物とからなり、不純物中のP、TiおよびOがそれぞれ、P：0.020%以下、Ti：0.005%以下およびO：0.0020%以下であり、さらに、上記の(i)式または(ii)式で表わされるEの値が0.012～0.022の範囲にある化学組成を有するものである。なお、既に述べたように、「Feおよび不純物」における「不純物」とは、鉄鋼材料を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップまたは製造環境などから混入するものを指す。

[0050] 以下、不純物中のP、TiおよびOについて説明する。

[0051] P：0.020%以下

Pは、鋼に含有される不純物であり、結晶粒界に偏析して鋼を脆化させ、疲労強度を低下させる。したがって、不純物中のPの含有量を0.020%以下とした。なお、不純物中のPの含有量は0.015%以下とすることが好ましい。

[0052] Ti：0.005%以下

Tiは、Nと結合して硬質で粗大な非金属介在物であるTiNを形成しやすく、疲労強度を低下させてしまう。さらに、熱間鍛造性および被削性も低下させる。したがって、不純物中のTiの含有量を0.005%以下とした。なお、不純物元素としてのTiの含有量は、0.003%以下とすること

が望ましい。

[0053] O : 0.0020%以下

O (酸素) は、鋼中の Al と結合して硬質な酸化物系介在物である Al_2O_3 を形成しやすく、被削性を低下させ、疲労強度の低下も招く。したがって、不純物中の O の含有量を 0.0020% 以下とした。なお、不純物元素としての O の含有量は、0.0015% 以下とすることが望ましい。

[0054] $0.012 \leq E \leq 0.022$

本発明に係る熱間鍛造用鋼材は、

$Al/N \geq 1.93$ の場合 : $E = 0.965 \times N \cdots \cdots (i)$

または、

$Al/N < 1.93$ の場合 : $E = 0.5 \times Al \cdots \cdots (ii)$

の式で表わされる E の値が、

$0.012 \leq E \leq 0.022$

を満たす化学組成でなければならない。以下、このことについて説明する。

なお、既に述べたとおり、上記の (i) 式および (ii) 式における元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

[0055] 上記の E は、オーステナイト粒の粗大化防止に有効な AlN として析出する Al の適正量を求めたものである。Al と N は、1 : 1 の原子比で結合して AlN を形成する。Al の原子量は 26.98、N の原子量は 14 である。ここで、AlN として析出可能な Al の最大析出量 (以下、Alm) は、化学量論比より、以下の式によって求めることができる。

N に比べて Al が過剰な場合、すなわち $Al/N \geq 26.98/14 = 1.93$ の場合 : $Alm = (Al \text{ 原子量} \div N \text{ 原子量}) \times N$

すなわち、析出可能な AlN は、鋼中に含まれる N の量によって制限される。

一方、Al に比べて N が過剰な場合、すなわち $Al/N < 1.93$ の場合 : $Alm = Al$

すなわち、析出可能な AlN は、鋼中に含まれる Al の量によって制限さ

れる。

[0056] 一方で、熱間鍛造用鋼材は、前述したとおり、圧延、鍛造、更には浸炭という幾度の加熱工程を経るため、A I Nはその加熱温度に応じた量だけ鋼中に固溶する。したがって、オーステナイト粒の粗大化防止に必要なA I Nを鋼中に確実に析出させるためには、A I とNの含有量を、浸炭加熱時に固溶してもなお十分な量のA I Nが析出するだけの適正な値に制御する必要がある。

[0057] そこで、本発明者らは、熱間鍛造用鋼材における浸炭時のオーステナイト粒の粗大化防止に有効なA I Nとして析出するA I 量について、調査・研究を重ねた。その結果、鋼中のA I およびNの含有量を制御し、A I Nとして析出可能なA I 最大析出量の半分の量（E）を、適正な値とすることで、オーステナイト粒の粗大化防止に有効であることを見出した。その思想のもと、Eは以下の式によって求めた。

$$A I / N \geq 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.5 \times A I m = 0.965 \times N \cdots \cdots (i)$$

または、

$$A I / N < 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.5 \times A I m = 0.5 \times A I \cdots \cdots (ii)$$

ここで、オーステナイト粒の粗大化を安定して抑制するためにはA I Nを多量、かつ微細に分散させる必要があり、また、その量が多いほど結晶粒界のピン止めのために好ましい。

[0058] Eの値が小さく0.012未満の場合には、鋼中に析出してピン止めに有効なA I N量が少なくなるためオーステナイト粒の粗大化防止が不十分となる。一方で、Eの値が大き過ぎて0.022を超える場合には、鋼中に析出し得るA I N量が多くなり過ぎることにより、A I Nが凝集・粗大化しやすくなり、ピン止め効果が小さくなるためオーステナイト粒の粗大化防止が不十分となる。したがって、Eの値を0.012～0.022の範囲とすることで、オーステナイト粒の粗大化を安定して防止することができる。

[0059] (B) ミクロ組織：

前項で述べた化学組成を有する本発明の熱間鍛造用鋼材は、圧延方向と垂直な断面（以下、「横断面」ということがある。）におけるミクロ組織において、マトリックスが、面積率で0～10%のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、さらに、面積 $1\mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が10nm以上のAINのうちで、円相当直径が10～100nmのものが85%以上でなければならない。

[0060] 熱間加工して製造された鍛造素材のミクロ組織の不均一性は、歯車などの部品に粗成形するために熱間鍛造を行った後も傾向としては引き継がれる。

[0061] このため、横断面におけるミクロ組織を適正なものにする必要がある。そして、横断面におけるミクロ組織において、マトリックスが、上記した面積率で0～10%のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、さらに、面積 $1\mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が10nm以上のAINのうちで、円相当直径が10～100nmのものが85%以上である場合に、浸炭加熱時のオーステナイト粒の粗大化を防止することができる。

[0062] マトリックスにマルテンサイトを含む場合には、マルテンサイトが硬質で延性が低いことに起因して、例えば、熱間鍛造用鋼材の運搬時に割れが発生しやすくなるとともに、熱間鍛造前のシャー切断等の加工性が劣化する。

[0063] また、マトリックスにベイナイトが混入すると、浸炭加熱時の粗大オーステナイト粒発生の原因になるとともに、硬さの上昇に伴って熱間鍛造前のシャー切断等の加工性が劣化し、特に、ベイナイトが面積率で10%を超えるとその傾向が著しくなる。

[0064] なお、円相当直径で10nm未満のAINは、浸炭加熱時に容易に固溶・消失するため、ピン止め粒子としての効果が極めて小さい。一方、粗大なAINは、結晶粒界のピン止め粒子としての効果が小さいうえに、浸炭加熱時に成長・粗大化する傾向があり、特に、円相当直径で100nmを超えるAINは、浸炭加熱時に成長・粗大化するため、ピン止め粒子としての効果が小さい。そして、横断面の面積 $1\mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が10nm以

上のAINのうちで、円相当直径が10～100nmのものが85%以上の場合に、浸炭加熱時に安定してオーステナイト粒の粗大化を防止することができる。横断面の面積1 μm^2 中において、円相当直径が10nm以上のAINのうちで、円相当直径が10～100nmのものは90%以上であることが好ましく、100%であれば極めて好ましい。

[0065] 上記ミクロ組織におけるマトリックスの「相」は、例えば、熱間鍛造用鋼材の圧延方向（長手方向）に垂直、かつ、中心部を含む断面を切り出した後、鏡面研磨してナイタールで腐食した試験片について、倍率400倍で、視野の大きさを250 $\mu\text{m} \times 250\mu\text{m}$ として、表面を除いてランダムに各5視野観察することによって同定することができる。また、ベイナイトの面積率は、例えば、得られたミクロ組織写真から画像解析ソフトを用いて、各視野におけるベイナイトの面積率を算出し、5視野の算術平均値として求めることができる。

[0066] また、圧延方向と垂直な断面（横断面）の面積1 μm^2 中において、円相当直径が10nm以上のAINのうちで、円相当直径が10～100nmのものの割合は、例えば、横断面から、一般的な方法で抽出レプリカ試料を作製して、エネルギー分散型X線検出器（以下、「EDS」という。）を装備した透過型電子顕微鏡（以下、「TEM」という。）を使用して、EDSによる元素分析から析出物のAIの含有状況、形状を確認し、倍率を30000倍、1視野あたりの面積を6.4 μm^2 とし、表面を除いてランダムに各5視野観察して、円相当直径が、10～100nmのAINと100nm以上であるAINの個数をそれぞれ数え、これを基に、面積1 μm^2 当たりの割合に換算して求めることができる。この際、個々のAINの寸法は、画像解析によって円相当直径に換算すればよい。ただし、パーライトおよびベイナイトの領域は、セメントライトが多量に抽出されて、AINの寸法および個数の測定が難しいため、観察は、フェライトが面積率で2/3以上を占める視野で行うことが好ましい。

[0067] （C）製造方法：

本発明の熱間鍛造用鋼材は、例えば、上記（A）項で述べた化学組成を有する鋼を鑄造して得た鑄片または鋼塊を、 1250°C 以上の温度で50分以上加熱してから分塊圧延して鋼片とし、次いで、その鋼片を下記の（iii）式で表わされる $T^{\circ}\text{C}$ 以下かつ 900°C 以上の温度で60分以上加熱した後、仕上げ温度を 800°C 以上として熱間圧延し、熱間圧延終了後 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で 600°C まで冷却することによって製造することができる。

$$T = -7397 / [\log \{ (E1^2 - E2^2) / 1.93 \} - 1.71] - 273 \dots \dots (iii)。$$

ただし、（iii）式において、

$$E1 = (0.5 \times Al + 0.965 \times N - E) \dots \dots (iv)、$$

$$E2 = (0.5 \times Al - 0.965 \times N) \dots \dots (v) \text{であり、}$$

また、（iv）式におけるEは、

$$Al / N \geq 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.965 \times N \dots \dots (i)、$$

$$Al / N < 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.5 \times Al \dots \dots (ii) \text{である。}$$

なお、各式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[0068] 得られた鑄片または鋼塊を、 1250°C 以上の温度で50分以上加熱することにより、鑄片内または鋼塊内に生成した粗大なAlNを鋼中に固溶させることができるので、分塊圧延後の鋼片には、その後の棒鋼圧延など熱間圧延の際の加熱過程にてAlNが微細に析出しやすくなる。なお、鑄片または鋼塊の加熱は、 $1250 \sim 1300^{\circ}\text{C}$ の温度で240分以上加熱することがより一層好ましいが、極端に長時間加熱すると製造コストの上昇を招くため、その上限は600分以下であることが好ましい。また、分塊圧延後の冷却は徐冷や大気中での放冷（以下、単に「放冷」という。）など適宜の方法で構わない。

[0069] なお、棒鋼圧延など熱間圧延の際の加熱にて、上記条件で分塊圧延して得た鋼片の加熱温度を、上記の（iii）式で表わされる $T^{\circ}\text{C}$ 以下に制御することで、鋼中にAlNを多量かつ微細に分散させることが可能になって、浸

炭加熱時にオーステナイト粒の粗大化を安定して防止することができるし、熱間圧延の組織を安定して、シャー切断等の加工性の確保に有益な、ベイナイトの混入の少ないフェライトとパーライトの混合組織に制御することができる。加熱温度が $T^{\circ}\text{C}$ を超えると、 $A \mid N$ は固溶し始めるが、固溶されずに残存する $A \mid N$ は、その加熱温度で保持されることにより、凝集し、粗大化が起こる。円相当直径が $10 \sim 100 \text{ nm}$ の比較的小さな $A \mid N$ は固溶して減少し、または凝集し、粗大化して 100 nm の大きな $A \mid N$ となる。しかし、加熱温度が低すぎると、圧延時の変形抵抗が大きくなることで製造に支障をきたすので、加熱温度の下限は 900°C であればよく、 1000°C を超えれば一層好ましい。上記鋼片の加熱時間が60分以上であれば、鋼片の表面から中心まで温度分布が生じないものの、加熱時間が長すぎると微細分散させた $A \mid N$ が凝集し、粗大化し、ピン止め粒子としての効果が小さくなる。このため、上記鋼片の加熱時間は240分以下にすることが好ましい。

[0070] また、鋼片の加熱温度に加えて、熱間圧延時の仕上げ温度が 800°C 以下になると圧延時の変形抵抗が大きくなることで製造に支障をきたす場合があるため、仕上げ温度の下限は 800°C を超えるようにするのがよい。

[0071] そして、上記の仕上げ温度で熱間圧延を終了後、 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で 600°C まで冷却することによって、圧延方向と垂直な断面（横断面）におけるミクロ組織において、マトリックスが、面積率で $0 \sim 10\%$ のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、さらに、面積 $1 \mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が 10 nm 以上の $A \mid N$ のうちで、円相当直径が $10 \sim 100 \text{ nm}$ のものが 85% 以上である鋼材を得ることができる。

[0072] なお、熱間圧延終了後の冷却速度は、 $1.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下であることが好ましいが、極端な徐冷は製造コストの上昇に繋がるのでその下限は、 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 程度であることが好ましい。なお、熱間圧延終了後は、上述の冷却速度で室温まで冷却する必要はなく、 600°C に至った時点で、放冷、ミスト冷却、水冷など、適宜の手段で冷却してもよい。

[0073] 本明細書における加熱温度とは加熱炉の炉内温度の平均値、加熱時間とは

在炉時間を意味する。

[0074] また、熱間圧延の仕上げ温度とは、仕上げ圧延直後の鋼材の表面温度を指す。さらに、熱間圧延終了後の冷却速度も、鋼材表面の冷却速度を指す。

[0075] 以下、実施例により本発明をさらに詳しく説明する。

実施例

[0076] 表1に示す化学組成を有する鋼A～Lを転炉によって溶解し、鋳片を作製した。

[0077] 具体的には、70トン転炉で成分調整した後、連続鋳造を行って、400mm×300mm角の鋳片（ブルーム）を作製した。

[0078] なお、表1中の鋼A～Fはいずれも、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼である。一方、鋼GおよびHは、個々の元素の含有量と(i)式または(ii)式で表わされるEの値とが本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼であり、鋼I～Lは、個々の元素の含有量は本発明で規定する範囲内であるものの、(i)式または(ii)式で表わされるEの値が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼である。

[0079]

[表1]

表 1

鋼	化 学 組 成 (質量%)						残 部 : F e お よ び 不 純 物						Eの値	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	N	O		Al/N
A	0.20	0.27	0.86	0.013	0.016	-	-	1.23	0.029	0.001	0.0126	0.0007	2.30	0.0122
B	0.22	0.45	0.79	0.018	0.016	-	-	1.25	0.025	0.001	0.0155	0.0008	1.61	0.0125
C	0.22	0.26	0.92	0.018	0.012	-	-	1.43	0.037	0.002	0.0166	0.0008	2.23	0.0160
D	0.21	0.18	0.86	0.016	0.019	-	-	1.77	0.040	0.001	0.0145	0.0006	2.76	0.0140
E	0.21	0.24	0.71	0.018	0.015	0.16	0.14	1.03	0.032	0.002	0.0217	0.0017	1.47	0.0160
F	0.17	0.21	0.90	0.019	0.017	0.07	0.05	1.09	0.045	0.002	0.0197	0.0011	2.28	0.0190
G	0.20	0.21	0.85	0.014	0.015	-	-	1.20	0.031	0.001	*0.0088	0.0008	3.52	*0.0085
H	0.20	0.24	0.83	0.019	0.021	-	-	1.15	*0.061	0.002	*0.0252	*0.0021	2.42	*0.0243
I	0.21	0.19	0.88	0.017	0.025	-	-	1.23	0.058	0.002	0.0240	0.0016	2.42	*0.0232
J	0.21	0.17	0.80	0.015	0.013	-	-	1.19	0.056	0.001	0.0112	0.0006	4.99	*0.0108
K	0.20	0.24	0.81	0.014	0.015	-	-	1.21	0.021	0.001	0.0235	0.0013	0.89	*0.0105
L	0.20	0.25	0.82	0.014	0.016	-	-	1.20	0.049	0.002	0.0247	0.0012	1.98	*0.0238

A I / N ≧ 1. 9 3 の 場 合 : E = 0. 9 6 5 × N

A I / N < 1. 9 3 の 場 合 : E = 0. 5 × A I

*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

[0080] 上述のようにして作製した鋳片を、1250℃に加熱した後、分塊圧延して180mm×180mm角の鋼片を作製し、室温まで冷却した。さらに、上記180mm×180mm角の鋼片を加熱した後、熱間圧延を行って半径

Rが20mmの棒鋼を得た。

[0081] 表2に、製造条件Ⅰ～Ⅴとして、400mm×300mmの鋳片から半径Rが20mmの棒鋼に仕上げるに際しての、鋳片の加熱条件、分塊圧延後の冷却条件、鋼片の加熱条件、棒鋼圧延の仕上げ温度の詳細を示す。圧延終了後は、放冷した。その際、鋼材の表面温度を放射温度計によって測定し、棒鋼圧延終了後から600℃までの冷却速度を求めた。その値を表2に併せて示す。

[0082] [表2]

表 2

製造条件記号	鋳片		分塊圧延後の冷却条件	鋼片		棒鋼圧延での圧延仕上げ温度(℃)	棒鋼圧延終了後600℃までの冷却速度(℃/秒)
	加熱温度(℃)	加熱時間(分)		加熱温度(℃)	加熱時間(分)		
Ⅰ	1250	50	放冷	1000	60	860	0.95~1.11
ⅠⅠ	1250	50	放冷	1100	80	920	1.21~1.31
ⅠⅠⅠ	1280	240	20時間徐冷	1000	60	860	0.97
ⅠⅤ	1150	50	放冷	1000	60	860	1.17
Ⅴ	1250	50	放冷	1150	200	980	1.42

「分塊圧延後の冷却条件」欄の「放冷」は大気中での放冷を意味する。
製造条件記号ⅠⅠⅠの「分塊圧延後の冷却条件」欄の「20時間徐冷」は室温まで20時間かけて冷却したことを示す。

[0083] 上記のようにして得た半径Rが20mmの各棒鋼について、次に示す試験を行った。

[0084] 調査1：ミクロ組織におけるマトリックス相の観察

各棒鋼から、圧延方向（長手方向）に垂直な断面、すなわち横断面が被検面となるように樹脂埋めし、鏡面研磨してナイトールで腐食した。試験片について、倍率400倍で、表面を除いてランダムに5視野を観察して、「組織」を同定した。なお、各視野の大きさは250μm×250μmとした。また、得られたミクロ組織写真から画像解析ソフトを用いて、各視野におけるベイナイトの面積率を算出し、5視野の算術平均値をベイナイトの面積率とした。

[0085] 調査2：ビッカース硬さ試験

上記の樹脂埋めした試験片を再度鏡面研磨し、被検面の中心部1点とR／2部4点の計5点のビッカース硬さ（HV）を、JIS Z 2244（2

009)に記載の「ビッカース硬さ試験－試験方法」に準拠して、試験力を9.8Nとしてビッカース硬さ試験機で測定した。なお、上記5点の算術平均値をHVとした。

[0086] 調査3：ミクロ組織におけるA1Nの寸法と分散状態の調査

各棒鋼の横断面の表面を除いた部位から、一般的な方法で抽出レプリカ試料を作製して、TEMによる観察を行なった。TEMはEDSを装備したものを使用し、EDSによる元素分析から析出物のA1の含有状況、形状を確認した。なお、倍率を30000倍、1視野あたりの面積を $6.4\mu\text{m}^2$ として、ランダムに各5視野観察して、円相当直径が、10～100nmのA1Nと100nm以上であるA1Nの個数をそれぞれ数え、これを基に、円相当直径が10nm以上のA1Nのうちで、円相当直径が10～100nmのA1Nの面積 $1\mu\text{m}^2$ あたりの割合を求めた。この際、個々のA1Nの寸法は、画像解析によって円相当直径に換算した。ただし、パーライトおよびベイナイトの領域は、セメンタイトが多量に抽出されて、A1Nの寸法および個数の測定が難しいため、観察は、フェライトが面積率で2/3以上を占める視野で行った。

[0087] 調査4：オーステナイト粒の粗大化発生調査

各棒鋼から、長さ60mmの試験片を切り出し、熱間鍛造を模擬するために、1250℃、1080℃および900℃の各温度で30分加熱した後、炉から取り出して10秒後に、円柱形状の高さ方向で60%の圧縮加工を行い、その後、放冷にて室温まで冷却した。

[0088] 次いで、上記のようにして得た各試験片を、中心軸を含む面で4等分になるように切断した後、その内の3つを使用し、浸炭での加熱を模擬するために、920℃、950℃および980℃の各温度で3時間保持した後、水冷によって室温まで冷却した。なお、以下の説明では、上記の浸炭での加熱を模擬するための温度を「擬似浸炭温度」という。

[0089] このようにして得た各試験片の切断面を厚さ1mm除去した後、その面を鏡面研磨し、界面活性剤を添加したピクリン酸飽和水溶液で腐食した後、光

学顕微鏡を用いて倍率100倍で表面を除いてランダムに10視野を観察して、オーステナイト粒の粗大化発生状況を調査した。

[0090] 上記調査における1視野の大きさは1.0mm×1.0mmであり、この観察によって、JIS G 0551(2013)に規定の、粒度番号が5番以下のオーステナイト結晶粒が面積10mm²内に2個以上あった場合に、オーステナイト粒が粗大化したと判定した。

[0091] オーステナイト粒粗大化防止効果の目標は、950℃以下の温度で3時間加熱した場合に、オーステナイト粒が粗大化しないこととした。

[0092] 表3および表4に、上記の各調査結果を、鋼片の加熱温度、(iii)式で表わされるT℃、棒鋼圧延終了後600℃までの冷却速度および熱間鍛造を模擬するために加熱した温度とともにまとめて示す。なお、表3および表4における製造条件番号は、上記表2に記載した製造条件番号に対応するものである。

[0093]

[表3]

表 3

試験 番号	製造条 件記号	鋼片加熱温度および (3) 式で表わされる T (°C)	棒鋼圧延終了後600°C までの冷却速度 (°C/秒)	相とベイトの 面積率 (%)	半径20mmの棒鋼 円相当直径が10~100nmの A1Nの割合 (%)	硬さ [HV]	熱間鍛造模擬加熱温度 (°C)	オーステナイト粒の粗大化 が生じた模擬浸炭温度 (°C)	区 分
1	A I	1000 [T=1028]	1.03	F+P [B=0]	8 6	158	1250 1080 900	>980 980 980	本
2	B I	1000 [T=1034]	0.98	F+P [B=0]	8 8	176	1250 1080 900	>980 980 980	
3	C I	1000 [T=1080]	1.11	F+P+B [B=6]	8 9	180	1250 1080 900	>980 980 980	
4	D I	1000 [T=1088]	0.95	F+P+B [B=6]	8 7	171	1250 1080 900	>980 980 980	
5	E I I I	1000 [T=1102]	0.97	F+P+B [B=4]	9 6	170	1250 1080 900	>980 980 980	明 例
6	F I I	1100 [T=1122]	1.31	F+P+B [B=2]	9 1	167	1250 1080 900	>980 980 980	
7	*G I	1000 [T=1021]	1.02	F+P [B=0]	8 8	155	1250 1080 900	# 920 # 920 # 920	

製造条件記号は表2に記載した条件記号を示す。
 (3) 式: $T = -7397 / [\log \{ (E1^2 - E2^2) / 1.93 \} - 1.71] - 273$ 、
 ただし、 $E1 = (0.5 \times A1 + 0.965 \times N - E)$ 、 $E2 = (0.5 \times A1 - 0.965 \times N)$ であり、
 E は、 $A1/N \geq 1.93$ の場合: $E = 0.965 \times N$ 、 $A1/N < 1.93$ の場合: $E = 0.5 \times A1$ である。
 組織欄の「F」はフェライト、「P」はパーライト、「B」はベイナイトを意味する。
 「円相当直径が10~100nmのA1Nの割合」は、円相当直径が10~100nmのものの割合を指す。
 *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。 #印は目標に達していないことを示す。

- [0095] 表3および表4から、化学組成が本発明で規定する範囲内にあり、しかも、横断面におけるミクロ組織（相および円相当直径が10nm以上のA1Nのうちで、円相当直径が10～100nmのものの割合）が本発明で規定する条件を満たす「本発明例」の試験番号1～6の場合には、900～1250℃という様々な温度に加熱して熱間鍛造しても、浸炭加熱模擬温度950℃にて粗粒が発生しておらず、オーステナイト粒粗大化防止効果が得られていることが明らかである。
- [0096] これに対して、本発明で規定する化学組成およびミクロ組織の条件の全てを同時に満たしていない「比較例」の場合には、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。
- [0097] 試験番号7の場合、鋼GのN含有量と（i）式で表わされるEの値とが本発明で規定する条件から外れているため、900～1250℃という様々な温度に加熱して熱間鍛造すると、いずれの加熱温度の場合にも擬似浸炭温度920℃にて粗粒が発生し、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。
- [0098] 試験番号8の場合、鋼Hの化学組成、つまり、A1、NおよびOの含有量ならびに（i）式で表わされるEの値が本発明で規定する条件から外れており、また、横断面におけるミクロ組織、つまり、面積1 μm^2 中において、円相当直径が10nm以上のA1Nのうちで、円相当直径が10～100nmのものの割合も本発明で規定する条件から外れているため、900および1080℃に加熱して熱間鍛造すると、擬似浸炭温度950℃にて粗粒が発生し、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。
- [0099] 試験番号9および試験番号10の場合、それぞれの試験番号における鋼Iおよび鋼Jの（i）式で表わされるEの値が本発明で規定する条件から外れており、また、面積1 μm^2 中において、円相当直径が10nm以上のA1Nのうちで、円相当直径が10～100nmのものの割合も本発明で規定する条件から外れている。このため、900および1080℃に加熱して熱間鍛造すると、試験番号9については擬似浸炭温度950℃にて、また試験番号

10については疑似浸炭温度920℃にて、それぞれ粗粒が発生し、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。

[0100] 試験番号11の場合、鋼Kの(i i)式で表わされるEの値が本発明で規定する条件から外れているため、900および1080℃に加熱して熱間鍛造すると、疑似浸炭温度950℃にて粗粒が発生し、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。

[0101] 試験番号12の場合、鋼Lの(i)式で表わされるEの値が本発明で規定する条件から外れており、また、面積 $1\mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が10nm以上のA1Nのうちで、円相当直径が10～100nmのものの割合も本発明で規定する条件から外れているため、900℃に加熱して熱間鍛造すると、疑似浸炭温度950℃にて粗粒が発生し、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。

[0102] 試験番号13および試験番号14の場合、鋼Aの化学組成は本発明で規定する範囲内にあるものの、面積 $1\mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が10nm以上のA1Nのうちで、円相当直径が10～100nmのものの割合が本発明で規定する条件から外れているため、900および1080℃に加熱して熱間鍛造すると、疑似浸炭温度920℃にて粗粒が発生し、目標とするオーステナイト粒粗大化防止特性が得られていない。

[0103] なお、半径20mmの各棒鋼をシャー切断することを行った。その結果、マトリックスに25%のベイナイトを含み、本発明で規定する条件から外れる試験番号14の棒鋼を除いて、何ら問題なくシャー切断できた。

産業上の利用可能性

[0104] 本発明の熱間鍛造用鋼材は、様々な温度域、特に、900～1250℃の幅広い温度域に加熱後に熱間鍛造しても、浸炭加熱の際に、特に、950℃以下の温度で3時間加熱した際に、オーステナイト粒の粗大化を安定して防止できるので、熱間鍛造によって粗成形される歯車、CVT用プーリを始めとする自動車のトランスミッションなどの部品の素材として好適に用いることができる。

[0105] また、本発明に係る熱間鍛造用鋼材は、本発明の製造方法によって容易に得ることができる。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C : 0.1 ~ 0.3 %、Si : 0.16 ~ 0.50 %、Mn : 0.3 ~ 1.0 %、S : 0.030 %以下、Cr : 0.8 ~ 1.8 %、Al : 0.02 ~ 0.06 %、N : 0.010 ~ 0.025 %、Cu : 0 ~ 0.50 %およびNi : 0 ~ 0.50 %と、残部がFeおよび不純物とからなり、不純物中のP、TiおよびOがそれぞれ、P : 0.020 %以下、Ti : 0.005 %以下およびO : 0.0020 %以下であり、さらに、下記の(i)式または(ii)式で表わされるEの値が0.012 ~ 0.022の範囲にある化学組成を有する熱間鍛造用鋼材であって、

圧延方向と垂直な断面におけるミクロ組織において、マトリックスが、面積率で0 ~ 10 %のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、さらに、面積1 μm^2 中において、円相当直径が10 nm以上のAlNのうちで、円相当直径が10 ~ 100 nmのものが85 %以上である、熱間鍛造用鋼材。

$\text{Al} / \text{N} \geq 1.93$ の場合 : $E = 0.965 \times \text{N} \cdots \cdots (i)$

、

$\text{Al} / \text{N} < 1.93$ の場合 : $E = 0.5 \times \text{Al} \cdots \cdots (ii)$

。

上記の(i)式および(ii)式における元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

[請求項2] 前記化学組成が、質量%で、Cu : 0.05 ~ 0.50 %およびNi : 0.05 ~ 0.50 %から選択される1種以上を含有する、請求項1に記載の熱間鍛造用鋼材。

[請求項3] 請求項1または2に記載の化学組成を有する鋼を鋳造して得た鋳片または鋼塊を、1250℃以上の温度で50分以上加熱してから分塊圧延して鋼片とし、次いで、その鋼片を下記の(iii)式で表わさ

れる $T^{\circ}\text{C}$ 以下かつ 900°C 以上の温度で 60 分以上加熱した後、仕上げ温度を 800°C 以上として熱間圧延し、熱間圧延終了後 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で 600°C まで冷却する、熱間鍛造用鋼材の製造方法。

$$T = -7397 / [\log \{ (E_1^2 - E_2^2) / 1.93 \} - 1.71] - 273 \dots\dots (iii)$$

ただし、(iii) 式において、

$$E_1 = (0.5 \times A_1 + 0.965 \times N - E) \dots\dots (iv)$$

、

$$E_2 = (0.5 \times A_1 - 0.965 \times N) \dots\dots (v) \text{ であり}$$

、

また、(iv) 式における E は、

$$A_1 / N \geq 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.965 \times N \dots\dots (i)、$$

$A_1 / N < 1.93$ の場合 : $E = 0.5 \times A_1 \dots\dots (ii)$ である。

なお、各式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[請求項4]

請求項 1 または 2 に記載の熱間鍛造用鋼材を、 $900 \sim 1250^{\circ}\text{C}$ で加熱した後、 $900 \sim 1100^{\circ}\text{C}$ の温度域にて鍛造して得られる、熱間鍛造素形材。

補正された請求の範囲
[2015年4月23日(23.04.2015) 国際事務局受理]

- [請求項1] (補正後) 質量%で、C : 0.1 ~ 0.3%、Si : 0.16 ~ 0.50%、Mn : 0.3 ~ 1.0%、S : 0.030%以下、Cr : 0.8 ~ 1.8%、Al : 0.02 ~ 0.06%、N : 0.010 ~ 0.025%、Cu : 0 ~ 0.50%およびNi : 0 ~ 0.50%と、残部がFeおよび不純物とからなり、
不純物中のP、TiおよびOがそれぞれ、P : 0.020%以下、Ti : 0.005%以下およびO : 0.0020%以下であり、
さらに、下記の(i)式または(ii)式で表わされるEの値が0.012 ~ 0.022の範囲にある化学組成を有する熱間鍛造用鋼材であって、
圧延方向と垂直な断面におけるミクロ組織において、マトリックスが、面積率で0 ~ 10%のベイナイトと、フェライトおよびパーライトとで構成され、さらに、面積1 μm^2 中において、円相当直径が10 nm以上のAlNのうちで、円相当直径が10 ~ 100 nmのものが85%以上96%以下である、熱間鍛造用鋼材。
$$\text{Al} / \text{N} \geq 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.965 \times \text{N} \cdots \cdots (\text{i})$$

、
$$\text{Al} / \text{N} < 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.5 \times \text{Al} \cdots \cdots (\text{ii})$$

。
上記の(i)式および(ii)式における元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

- [請求項2] 前記化学組成が、質量%で、Cu : 0.05 ~ 0.50%およびNi : 0.05 ~ 0.50%から選択される1種以上を含有する、請求項1に記載の熱間鍛造用鋼材。

- [請求項3] 請求項1または2に記載の化学組成を有する鋼を鑄造して得た鑄片または鋼塊を、1250℃以上の温度で50分以上加熱してから分塊圧延して鋼片とし、次いで、その鋼片を下記の(iii)式で表わさ

れる $T^{\circ}\text{C}$ 以下かつ 900°C 以上の温度で 60 分以上加熱した後、仕上げ温度を 800°C 以上として熱間圧延し、熱間圧延終了後 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で 600°C まで冷却する、熱間鍛造用鋼材の製造方法。

$$T = -7397 / [\log \{ (E_1^2 - E_2^2) / 1.93 \} - 1.71] - 273 \dots\dots (iii).$$

ただし、(iii) 式において、

$$E_1 = (0.5 \times A_1 + 0.965 \times N - E) \dots\dots (iv)$$

、

$$E_2 = (0.5 \times A_1 - 0.965 \times N) \dots\dots (v) \text{ であり}$$

、

また、(iv) 式における E は、

$$A_1 / N \geq 1.93 \text{ の場合 : } E = 0.965 \times N \dots\dots (i)、$$

$A_1 / N < 1.93$ の場合 : $E = 0.5 \times A_1 \dots\dots (ii)$ である。

なお、各式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[請求項4]

請求項 1 または 2 に記載の熱間鍛造用鋼材を、 $900 \sim 1250^{\circ}\text{C}$ で加熱した後、 $900 \sim 1100^{\circ}\text{C}$ の温度域にて鍛造して得られる、熱間鍛造素形材。

条約第19条（1）に基づく説明書

請求の範囲第1項は、面積 $1 \mu\text{m}^2$ 中において、円相当直径が 10 nm 以上の A I N のうちで、円相当直径が $10 \sim 100 \text{ nm}$ のものが 85% 以上 96% 以下であることを明確にした。

国際調査報告で引用された文献1には、直径 100 nm 以上の A I N の個数密度を $1 \text{ 個} / 100 \mu\text{m}^2$ 以下 ($0.01 \text{ 個} / \mu\text{m}^2$ 以下) とすることが記載されているものの、直径 $10 \sim 100 \text{ nm}$ の A I N の個数を記載していない。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/082716

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21J1/06(2006.01)i, B21J5/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, B21J1/06, B21J5/00, C21D8/00

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	WO 2011/055651 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 12 May 2011 (12.05.2011), entire text & US 2012/0263622 A1 & CN 102597290 A	1, 2, 4
A	JP 2013-139604 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 18 July 2013 (18.07.2013), examples (Family: none)	1-4
A	JP 2013-151719 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 08 August 2013 (08.08.2013), examples (Family: none)	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
27 February 2015 (27.02.15)

Date of mailing of the international search report
10 March 2015 (10.03.15)

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

Authorized officer

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21J1/06(2006.01)i, B21J5/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i,
C22C38/50(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, B21J1/06, B21J5/00, C21D8/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X	WO 2011/055651 A1（住友金属工業株式会社）2011.05.12, 全文 & US 2012/0263622 A1 & CN 102597290 A	1, 2, 4
A	JP 2013-139604 A（新日鐵住金株式会社）2013.07.18, 実施例（ファミリーなし）	1-4
A	JP 2013-151719 A（新日鐵住金株式会社）2013.08.08, 実施例（ファミリーなし）	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

2 7 . 0 2 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

1 0 . 0 3 . 2 0 1 5

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

佐藤 陽一

4 K

9 7 3 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5