

(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
2012 年 1 月 26 日(26.01.2012)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2012/011469 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/066365
- (22) 国際出願日: 2011 年 7 月 19 日(19.07.2011)
- (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 2010-162442 2010 年 7 月 20 日(20.07.2010) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 住友金属工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目 5 番 3 3 号 Osaka (JP). 本田技研工業株式会社 (HONDA MOTOR CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1078556 東京都港区南青山二丁目 1 番 1 号 Tokyo (JP).

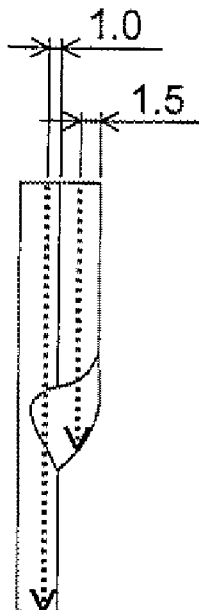
- (72) 発明者: および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 橋口 国男 (HASHIGUCHI, Kunio) [JP/JP]; 〒8028686 福岡県北九州市小倉北区許斐町 1 番地 株式会社住友金属小倉内 Fukuoka (JP). 長谷川 達也 (HASEGAWA, Tatsuya) [JP/JP]; 〒8028686 福岡県北九州市小倉北区許斐町 1 番地 株式会社住友金属小倉内 Fukuoka (JP). 松本 齊 (MATSUMOTO, Hitoshi) [JP/JP]; 〒8028686 福岡県北九州市小倉北区許斐町 1 番地 株式会社住友金属小倉内 Fukuoka (JP). 江頭 誠 (EGASHIRA, Makoto) [JP/JP]; 〒8028686 福岡県北九州市小倉北区許斐町 1 番地 株式会社住友金属小倉内 Fukuoka (JP). 棚橋 努 (TANAHASHI, Tsutomu) [JP/JP]; 〒3510193 埼玉県和光市中央一丁目 4 番 1 号 株式会社本田技術研究所内 Saitama (JP). 塚本 達也 (TSUKAMOTO, Tatsuya) [JP/JP]; 〒3510193 埼玉県和光市中央一丁目 4 番 1 号 株式会社本田技術研究所内 Saitama (JP). 新川 雅樹 (SHINKAWA, Masaki) [JP/JP]; 〒3510193 埼玉県

[続葉有]

(54) Title: ROLLED STEEL BAR OR WIRE FOR HOT FORGING

(54) 発明の名称: 熱間鍛造用圧延棒鋼または線材

[図5]



(57) Abstract: Disclosed is a rolled steel bar or wire for hot forging, which has a chemical composition that contains 0.10-0.20% of C, 0.01-0.30% of Si, 1.00-2.30% of Mn, 0.040% or less of S, 0.10-0.80% of Cr, 0.010-0.080% of Al, 0.0002-0.0050% of B, 0.010-0.080% of Ti and 0.0020-0.0080% of N, with the balance made up of Fe and impurities, while limiting P to 0.040% or less, Cu to less than 0.10%, Ni to less than 0.10%, Mo to less than 0.05% and V to 0.01% or less among the impurities, in said chemical composition [Ti - 3.4N $\geq$ 0.001] being satisfied, Ceq represented by a specific formula of C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo and V being 0.57 or less, and DI represented by a specific formula of C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo and Cu being 70-170. The rolled steel bar or wire for hot forging has 10 or more Ti precipitates having a circle-equivalent diameter of 0.07-1.0 μ m and 10 or more Ti precipitates having a circle-equivalent diameter of 0.01-0.05 μ m in an area of 100 μ m². Since the rolled steel bar or wire for hot forging is weldable and has excellent strength and toughness of the matrix and excellent toughness of HAZ, the rolled steel bar or wire for hot forging is suitable as a material for underbody components of automobiles such as a spindle.

(57) 要約: C : 0.10 ~ 0.20 %、Si : 0.01 ~ 0.30 %、Mn : 1.00 ~ 2.30 %、S $\leq$ 0.040 %、Cr : 0.10 ~ 0.80 %、Al : 0.010 ~ 0.080 %、B : 0.0002 ~ 0.0050 %、Ti : 0.010 ~ 0.080 % および N : 0.0020 ~ 0.0080 % を含み、残部は Fe および不純物からなり、不純物中の P $\leq$ 0.040 %、Cu < 0.10 %、Ni < 0.10 %、Mo < 0.05 % および V $\leq$ 0.01 % に制限され、[Ti - 3.4N $\geq$ 0.001]、C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、V による特定の式で表される Ceq が 0.57 以下、および C、Si、Mn、P、S、Cr、Ni、Mo、Cu による特定の式で表される DI が 70 ~ 170 の化学組成を有し、100 μ m² の面積中に円相当直径で、0.07 ~ 1.0 μ m の Ti 析出物が 10 個以上、かつ、0.01 ~ 0.05 μ m の Ti 析出物が 10 個以上、析出している熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、溶接可能で、母材の強度および靱性ならびに HAZ の靱性に優れているため、スピンドル等の自動車の足回り部品の素材として好適である。



和光市中央一丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内 Saitama (JP).

(74) 代理人: 杉岡 幹二, 外(SUGIOKA, Kanji et al.); 〒5300057 大阪府大阪市北区曽根崎2丁目5番10号 杉岡特許事務所 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, 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, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, 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, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称：熱間鍛造用圧延棒鋼または線材

技術分野

[0001] 本発明は、熱間鍛造用圧延棒鋼または線材に関する。詳しくは、溶接可能でかつ強度と靱性（特に低温での靱性）に優れた熱間鍛造用棒鋼または線材に関する。

背景技術

[0002] スピンドル等の自動車の足回り部品は、高い強度および優れた靱性を必要とする。

[0003] 上記部品の素材には、一般に、J I S G 4 0 5 1（2009）に規定されたS 4 8 C、J I S G 4 0 5 1（2009）に規定されたS C M 4 3 5 Hなど、中炭素の「機械構造用炭素鋼・合金鋼」が使用されている。

[0004] 通常、上記の鋼は、熱間鍛造された後に焼入れ－焼戻しの熱処理が施され、その後、切削によって所定の形状に加工される。さらに、他部品と接合するために、ボルト穴加工、スプライン形状加工などの加工が施されて、所望の部品に仕上げられる。

[0005] しかしながら、高強度部品の切削加工コストは極めて大きい。このため、溶接によって他部品と接合することが望まれている。

[0006] Cの含有量を少なくすれば、溶接割れを防ぐことができるので、溶接が可能になる。

[0007] しかしながら、Cの含有量を少なくすれば、部品に高強度を具備させることが困難になる。

[0008] さらに、溶接の場合には、熱影響部（以下、「H A Z」という。）で結晶粒が粗大化するため、特に低温で、良好な靱性を確保することが困難となる。しかも、スピンドルのように強い衝撃が加わることが想定される自動車用足回り部品には、H A Zの靱性低下を抑えるだけでなく、部品の母材自体の靱性も高めておく必要がある。

[0009] したがって、上記の部品の素材としては、寒冷地で使用される場合も想定し、H A Zおよび母材に、特に低温で優れた靱性を確保できるものが要求される。

[0010] そこで、特許文献1に、「高強度かつ高靱性で溶接可能な鋼とそれを使用した部材の製造方法」が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：特開2007-84909号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 特許文献1で開示された技術の場合、H A Zおよび母材の靱性、ならびに溶接割れについての考慮が十分といえるものではなかった。さらに、母材の靱性を高めるためには、熱間鍛造時の加熱温度を1100℃以下に下げ、制御鍛造を行う必要がある。しかし、熱間鍛造時の加熱温度を下げると、素材である鋼材の変形抵抗が高くなる。このため、特許文献1で開示された技術は、部品を製造するうえでも必ずしも好ましいものではなかった。

[0013] 溶接性の要求されるものとしては厚板がある。しかし、スピンドルのような部品に用いられる素材の棒鋼および線材は、厚板とは異なり、圧延材をさらに1200℃程度の高温に加熱して熱間鍛造で部品形状に成形した後に、焼入れ-焼戻しの熱処理を施されるものである。したがって、圧延後に再度素材全体が1200℃程度の高温に加熱されても安定した母材靱性を有することも必要である。

[0014] 本発明は、上記現状に鑑みてなされたもので、その目的は、溶接が可能であり、しかも、母材の強度および靱性に優れるとともに、H A Zの靱性にも優れ、スピンドル等の自動車の足回り部品の素材として好適な、熱間鍛造用圧延棒鋼または線材を提供することである。

課題を解決するための手段

[0015] 本発明者は、前記した課題のうちで、先ず、溶接割れの防止と母材に優れた強度を確保させることについて、種々の調査・検討を重ねた。その結果、下記の知見を得た。

[0016] (a) 溶接割れについて：

(a-1) 溶接割れ発生の有無は、HAZの最高硬さ（以下、「Hmax」という。）に依存する。Hmaxがビッカース硬さ（以下、「HV硬さ」という。）で400を超えると、溶接割れが発生しやすくなる。

[0017] (a-2) Hmaxを予測する指標として、炭素当量（Ceq）がよく使われている。例えばJIS G 3106（2008）には、下記の式が記載されている。

$$Ceq = C + (Si / 24) + (Mn / 6) + (Ni / 40) + (Cr / 5) + (Mo / 4) + (V / 14)$$

上記の式中の、C、Si、Mn、Ni、Cr、MoおよびVは、それぞれの元素の質量%での含有量を表す。

[0018] CeqとHmaxの関係式は数多く提案されているが、本発明者らは実施例に示すデータを元に、

$$Hmax = 583 \times Ceq + 65$$

の式を使用してHmaxを予測した。

[0019] (a-3) 上記の(a-1)および(a-2)から、溶接割れを防ぐためには、母材中に意図的に含有させる元素としてのC、Si、MnおよびCrの含有量だけでなく、不純物中のNi、MoおよびVの含有量を制限するのが効果的である。

[0020] (b) 母材の強度について：

(b-1) 溶接割れと相関のあるHmaxに対して、換言すれば、Ceqに対して、Cの含有量が最も大きく影響する。このため、Cの含有量を低くして溶接割れを防止し、Cの代わりに焼入れ性を高める元素を含有させて強度を確保するのがよい。

[0021] (b-2) 焼入れ－焼戻しの熱処理を行った後、特に、400～500℃

での焼戻し後（なかでも475℃での焼戻し後）に、十分な強度（引張強さで800MPa以上）を確保するためには、例えば、下記の式で表される理想臨界直径（D_I）が70以上となるように母材の化学組成を調整すればよい。

$$D_I = 25.4 \times 0.311 \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.10 \times Mn) \times (1 + 2.83 \times P) \times (1 - 0.62 \times S) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 3.14 \times Mo) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times \{1 + 1.50 \times (0.90 - C)\}$$

上記の式中の、C、Si、Mn、P、S、Cr、Ni、MoおよびCuは、それぞれの元素の質量%での含有量を表す。

[0022] 上記のようにして溶接割れを防ぎ、さらに、母材に高い強度を確保することができても、必ずしもHAZおよび母材の靱性が優れるというものではない。

[0023] そこで次に、本発明者は前記した課題のうちで残された、HAZおよび母材に優れた靱性を確保させることについて、種々の調査・検討を重ねた。その結果、下記の知見を得た。

[0024] (c) HAZの靱性について：

(c-1) 溶接の際にHAZは、1200℃を超える高温に加熱される。そのような高い温度でHAZの結晶粒粗大化を抑制する「ピンニング粒子」としては、炭化物または／および炭窒化物では固溶してしまうため、固溶温度が高いTiNを用いるのがよい。

[0025] (c-2) TiNは熱間鍛造のための加熱時、焼入れのための加熱時でもマトリックス中に固溶しない。このため、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階でTiNが適度なサイズで析出した状態であれば、溶接の際に、HAZの結晶粒粗大化を抑制することができる。すなわち、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で析出するTiNの析出形態を制御することによって、HAZの靱性を高めることができる。

[0026] (d) 母材の靱性について：

(d-1) 前記のD Iが70以上となるように母材の化学組成を調整しても、C、Si、MnおよびCrの含有量が多くなりすぎると、母材の硬さが高くなりすぎて、母材の靱性が低下する。

[0027] (d-2) 母材の靱性には、上記C、Si、MnおよびCrの含有量だけでなく、不純物中のP、S、Cu、NiおよびMoの含有量も影響する。

[0028] (d-3) 母材に良好な靱性を確保させるためには、D Iが170を超えないように母材の化学組成を調整するのがよい。

[0029] (d-4) 母材の靱性を高めるには、上記D Iの調整に加えて、焼入れのための加熱時に生じるオーステナイト粒の粗大化を防止する必要がある。

[0030] (d-5) 前述のTiNは焼入れのための加熱時のピンニング粒子としてはサイズが大きいのので、効果が小さい。これに対し、TiCおよび、Nを固溶したTiCすなわちTi(C、N)は、TiNに比べ微細であるので、900℃前後の温度への焼入れのための加熱時に「ピンニング粒子」として作用し、オーステナイト粒の粗大化を抑制する効果を有する。

[0031] (d-6) TiCおよびTi(C、N)は、そのサイズがあまりにも小さい場合、1200℃前後の温度への熱間鍛造時の加熱によりマトリックス中に固溶してしまう。一方、TiCおよびTi(C、N)のサイズが粗大な場合には、数が少なくなる。

[0032] (d-7) 上記焼入れのための加熱時に、TiCおよびTi(C、N)が「ピンニング粒子」として十分に作用するためには、焼入れのための加熱の前、すなわち、熱間鍛造後の状態で、微細なTiCおよびTi(C、N)が多数分布していることが重要である。

[0033] (d-8) 熱間圧延後の棒鋼または線材の段階でTiCおよびTi(C、N)が適度なサイズで析出した状態であれば、上記(d-7)の条件を満足することができ、したがって、焼入れのための加熱時におけるオーステナイト粒の粗大化を抑制することができる。すなわち、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で析出するTiCおよびTi(C、N)の析出形態を制御することによって、母材の靱性を高めることができる。このため、低温環境下での

部品の使用が可能となる。

[0034] (d-9) Tiは、CよりもNと優先的に結合する。このため、「ピンニング粒子」として〔TiN〕と、〔TiCおよびTi(C、N)〕の両方を用いるためには、NとCの双方と結合する量のTiを含有させる必要がある。

[0035] 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(1)に示す熱間鍛造用圧延棒鋼または線材および(2)に示す熱間鍛造用圧延棒鋼または線材の製造方法にある。

[0036] (1) 質量%で、

C : 0.10~0.20%、

Si : 0.01~0.30%、

Mn : 1.00~2.30%、

S : 0.040%以下、

Cr : 0.10~0.80%、

Al : 0.010~0.080%、

B : 0.0002~0.0050%、

Ti : 0.010~0.080%、および

N : 0.0020~0.0080%

を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、

不純物におけるP、Cu、Ni、MoおよびVが、

P : 0.040%以下、

Cu : 0.10%未満、

Ni : 0.10%未満、

Mo : 0.05%未満、および

V : 0.01%以下

に制限され、

さらに、下記の式(1)で表される f_{n1} が0.001以上、式(2)で表される C_{eq} が0.57以下、式(3)で表されるDIが70~170であ

る化学組成を有し、

さらに、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で、 $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ のTi析出物が10個以上、かつ、 $0.01\sim 0.05\mu\text{m}$ のTi析出物が10個以上、析出していることを特徴とする熱間鍛造用圧延棒鋼または線材。

$$f_{n1} = \text{Ti} - 3.4\text{N} \cdots (1)$$

$$C_{eq} = C + (\text{Si}/24) + (\text{Mn}/6) + (\text{Ni}/40) + (\text{Cr}/5) + (\text{Mo}/4) + (\text{V}/14) \cdots (2)$$

$$DI = 25.4 \times 0.311 \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times \text{Si}) \times (1 + 4.10 \times \text{Mn}) \times (1 + 2.83 \times \text{P}) \times (1 - 0.62 \times \text{S}) \times (1 + 2.33 \times \text{Cr}) \times (1 + 0.52 \times \text{Ni}) \times (1 + 3.14 \times \text{Mo}) \times (1 + 0.27 \times \text{Cu}) \times \{1 + 1.50 \times (0.90 - C)\} \cdots (3)$$

上記各式中の、Ti、N、C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、V、P、SおよびCuは、それぞれの元素の質量%での含有量を表す。

[0037] 上記のTi析出物とは、TiN、TiCおよびTi(C、N)を指す。なお、以下、Nを固溶したTiCすなわちTi(C、N)もTiCという場合がある。

[0038] また、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。

[0039] (2) 上記(1)に記載の化学組成を有する溶鋼を、冷却速度が $2.0^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上である条件で連続 casting し、その鋳片を、 1100°C 以上の温度域に加熱して30min以上保持し、かつ下記の式(4)を満たす条件で分塊圧延と、棒鋼圧延または線材圧延を行い、しかも、棒鋼圧延または線材圧延の後、 $800\sim 600^\circ\text{C}$ の温度域を、 $5\sim 100^\circ\text{C}/\text{min}$ の冷却速度で冷却することを特徴とする熱間鍛造用圧延棒鋼または線材の製造方法。

$$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + t_2^{T(2)}) \leq 7.5 \times 10^3 \cdots (4)$$

上記の式（４）における T は、「℃」単位での加熱温度、 t は、加熱温度 T における「 s 」単位での保持時間、添え字１は分塊圧延工程、添え字２は棒鋼圧延または線材圧延工程を表し、 $T(2) = (T_2 + 273) / (T_1 + 273)$ を意味する。

[0040] すなわち、 T_1 は分塊圧延工程における加熱温度（℃）、 T_2 は棒鋼圧延または線材圧延工程における加熱温度（℃）、 t_1 は分塊圧延工程における T_1 ℃での保持時間（ s ）、 t_2 は棒鋼圧延または線材圧延工程における T_2 ℃での保持時間（ s ）である。

[0041] 上記の各処理における温度および冷却速度は、いずれも表面を基準とする温度および冷却速度を指す。

発明の効果

[0042] 本発明の熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、溶接が可能であり、しかも、母材の強度および靱性に優れるとともに、HAZの靱性にも優れるので、スピンドル等の自動車の足回り部品の素材として好適に用いることができる。

図面の簡単な説明

[0043] [図1]実施例で用いた幅25mmの重ね継手溶接用の試験片と、それを採取した直径36mmの丸棒における $R/2$ 部（「 R 」は半径を表す。）との位置関係を説明する図である。この図において、試験片の寸法の長い方を試験片の「幅方向」と称する。

[図2]実施例で用いた重ね継手溶接用の試験片の寸法形状を示す図である。図中の寸法の単位は「mm」である。

[図3]実施例において、重ね継手溶接用の試験片を2枚使用し、重ね継手溶接を行った状況を模式的に説明する図である。

[図4]実施例において、重ね継手溶接を行った試験材を幅方向中心位置で縦断して2等分し、さらに、縦断面で溶接金属が長さ方向の中央部になるように30mmに切断した試験片を用いてHAZの結晶粒度を測定した位置を説明する図である。図中の寸法の単位は「mm」である。

[図5]実施例において、重ね継手溶接を行った試験材を幅方向中心位置で縦断

して2等分し、さらに、縦断面で溶接金属が長さ方向の中央部になるように30mmに切断した試験片を用いてHV硬さを測定した状況を説明する図である。図中の寸法の単位は「mm」である。

発明を実施するための形態

[0044] 以下、本発明の各要件について詳しく説明する。なお、各元素の含有量の「%」は「質量%」を意味する。

[0045] (A) 棒鋼または線材の化学組成：

C：0.10～0.20%

Cは、鋼の焼入れ後のマルテンサイト硬さを高める効果を有し、また、TiとともにTiCを形成して焼入れのための加熱時の結晶粒粗大化を抑制する作用がある。その効果を十分に確保するには、Cを0.10%以上含有させる必要がある。一方、CはHAZの硬さを増加させ、その結果、溶接割れを起こす原因となる。このため、上限を設け、Cの含有量を0.10～0.20%とした。Cの含有量は、0.12%以上、0.18%以下とすることが好ましい。

[0046] Si：0.01～0.30%

Siは、鋼の脱酸に有効な元素であり、焼入れ性の向上にも寄与する。これらの効果を確保するには、Siを0.01%以上含有させる必要がある。一方、Siの含有量が0.30%を超えると、前記の効果が飽和するばかりか、熱間延性の低下を招く。したがって、Siの含有量を0.01～0.30%とした。Siの含有量は、0.25%以下とすることが好ましい。

[0047] Mn：1.00～2.30%

Mnは、焼入れ性向上によって引張強さを高める作用がある。この効果を得るためには、Mnの含有量を1.00%以上とする必要がある。一方、Mnの含有量が過剰になると、HAZの硬さを増加させ、その結果、溶接割れを起こす原因となる。このため、上限を設け、Mnの含有量を1.00～2.30%とした。Mnの含有量は、1.50%以上、2.00%以下とすることが好ましい。

[0048] S : 0.040%以下

Sは、鋼中に不純物として含まれる元素である。また、積極的に含有させればMnと結合してMnSを形成し、被削性を向上させる効果を有する。しかしながら、Sの含有量が多くなって、特に0.040%を超えると、結晶粒界に偏析して母材の靱性を低下させる。したがって、Sの含有量を0.040%以下とした。母材の靱性を重視する場合には、Sの含有量は0.020%以下とすることが望ましく、低ければ低いほど望ましい。一方、被削性を重視する場合には、0.020%を超える量のSを積極的に含有させることが望ましい。

[0049] Cr : 0.10~0.80%

Crは、焼入れ性を高めるのに有効な元素である。この効果を得るには、Crを0.10%以上含有させる必要がある。一方、Crの含有量が過剰になると、HAZの硬さを増加させ、その結果、溶接割れを起こす原因となる。したがって、上限を設け、Crの含有量を0.10~0.80%とした。Crの含有量は、0.20%以上、0.60%以下とすることが好ましい。

[0050] Al : 0.010~0.080%

Alは、脱酸剤として添加される。この効果を得るにはAlを0.010%以上含有させる必要がある。しかしながら、Alを0.080%を超えて含有させてもその効果は飽和し、合金コストが嵩むばかりである。したがって、Alの含有量を0.010~0.080%とした。

[0051] B : 0.0002~0.0050%

Bは、焼入れ性を高める非常に重要な元素である。この効果を得るには、Bを0.0002%以上含有させる必要がある。一方、Bの含有量が0.0050%を超えると、焼入れ性向上効果が飽和するばかりでなく、コストが高くなる。このため、上限を設け、Bの含有量を0.0002~0.0050%とした。Bの含有量は、0.0030%以下とすることが好ましい。

[0052] Ti : 0.010~0.080%

Tiは、本発明における重要な元素である。すなわち、Tiは、フリーN

と結合してTiNを優先的に形成することにより、焼入れ性に効くBがNと結合することを防ぐ効果がある。また、上記のTiNは、ピンニング粒子として作用し、溶接時におけるHAZの結晶粒粗大化を抑制し、靱性を高める効果がある。さらに、Tiは、Cと結合しTiCを形成する。上記のTiCもピンニング粒子として作用し、900℃前後の温度への焼入れのための加熱時に、母材のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、靱性を高める効果がある。これらの効果を得るには、Tiを0.010%以上含有させる必要がある。しかしながら、Tiの含有量が多くなって0.080%を超えると、粗大なTiNを形成し、母材の靱性を低下させる。したがって、Tiの含有量を0.010～0.080%とした。Tiの含有量は、0.020%以上、0.060%以下とすることが好ましい。

[0053] N : 0.0020～0.0080%

Nは、本発明における重要な元素である。すなわち、上述のように、NがTiと結合して形成されたTiNが、ピンニング粒子として作用し、溶接時におけるHAZの結晶粒粗大化を抑制し、靱性を高める。この効果を得るためには、Nの含有量を0.0020%以上とする必要がある。一方、Nの含有量が多くなると、BNを形成してBの焼入れ性向上効果を低下させる。さらに、過剰な量のNは、粗大なTiNを形成し、母材の靱性を低下させる。したがって、上限を設け、Nの含有量を0.0020～0.0080%とした。

[0054] 本発明の熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、上記元素のほか、残部がFeおよび不純物からなり、不純物におけるP、Cu、Ni、MoおよびVの含有量が、次のとおりに制限され、前記の式(1)で表される f_{n1} が0.001以上、式(2)で表される C_{eq} が0.57以下、式(3)で表されるDIが70～170である化学組成を有するものである。

[0055] P : 0.040%以下

Pは、鋼中に不純物として含まれる元素であり、その含有量が多くなって、特に0.040%を超えると、結晶粒界に偏析して母材の靱性を低下させ

る。したがって、不純物におけるPの含有量を0.040%以下とした。不純物におけるPの含有量は0.030%以下とすることが好ましい。

[0056] Cu : 0.10%未満

Cuは、微量ながら鋼中に不純物として含まれる場合があり、C、Si、MnおよびCrと同様に焼入れ性に影響し、焼入れ性を高くする。焼入れ性が過剰になると、母材の靱性が低下するため、Cuの含有量は極力少なくする必要がある。したがって、不純物におけるCuの含有量を0.10%未満とした。

[0057] Ni : 0.10%未満

Niは、微量ながら鋼中に不純物として含まれる場合があり、C、Si、MnおよびCrと同様にHAZの硬さおよび焼入れ性に影響し、HAZの硬さおよび焼入れ性を高くする。HAZの硬さが高くなると、溶接割れが生ずる危険性が大きくなるし、焼入れ性が過剰になると、母材の靱性が低下する。したがって、不純物におけるNiの含有量は極力少なくする必要がある、0.10%未満とした。

[0058] Mo : 0.05%未満

Moは、微量ながら鋼中に不純物として含まれる場合があり、C、Si、MnおよびCrと同様にHAZの硬さおよび焼入れ性に影響し、HAZの硬さおよび焼入れ性を高くする。HAZの硬さが高くなると、溶接割れが生ずる危険性が大きくなるし、焼入れ性が過剰になると、母材の靱性が低下する。したがって、不純物におけるMoの含有量は極力少なくする必要がある、0.05%未満とした。

[0059] V : 0.01%以下

Vは、微量ながら鋼中に不純物として含まれる場合があり、C、Si、MnおよびCrと同様にHAZの硬さに影響し、HAZの硬さを高くする。HAZの硬さが高くなると、溶接割れが生ずる危険性が高くなる。したがって、不純物におけるVの含有量は極力少なくする必要がある、0.01%以下とした。

[0060] f_{n1} : 0.001 以上

Ti は、 C よりも N と優先的に結合する。このため、ピンニング粒子として TiN と TiC の両方を用いる本発明においては、 N と C の双方と結合する量の Ti を含有させる必要がある。

[0061] f_{n1} 、つまり、

$$f_{n1} = Ti - 3.4N \cdots (1)$$

の式で表される値が 0.001 未満の場合には、 C と結合する十分な量の Ti を確保できないので、 TiC のピンニング効果が不十分になる。したがって、上記の式 (1) で表わされる f_{n1} が 0.001 以上であることとした。 f_{n1} は、 Ti の含有量が本発明で規定する上限の 0.080% で N の含有量が同下限の 0.0020% の場合の 0.073 でもよい。

[0062] Ceq : 0.57 以下

溶接割れ発生の有無は、 H_{max} (HAZ の最高硬さ) に依存し、 H_{max} が HV 硬さで 400 を超えると、溶接割れが発生しやすくなる。そして、 H_{max} は、下記の式 (2) で表される Ceq と相関を有する。

$$H_{max} = 583 \times Ceq + 65$$

$$Ceq = C + (Si/24) + (Mn/6) + (Ni/40) + (Cr/5) + (Mo/4) + (V/14) \cdots (2)。$$

[0063] したがって、溶接割れの発生を抑制するためには、

$$H_{max} = 583 \times Ceq + 65 \leq 400$$

であればよい。

[0064] このため、 $Ceq \leq 335/583 = 0.57$

から、上記の式 (2) で表わされる Ceq が 0.57 以下であることとした。 Ceq は、各元素の含有量が、本発明で規定する下限値の場合の 0.29 でもよい。

[0065] DI : 70 ~ 170

焼入れ-焼戻しの熱処理を行った後、特に、400 ~ 500℃での焼戻し後 (なかでも 475℃での焼戻し後) に、 DI 、つまり、

$$DI = 25.4 \times 0.311 \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.10 \times Mn) \times (1 + 2.83 \times P) \times (1 - 0.62 \times S) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 3.14 \times Mo) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times \{1 + 1.50 \times (0.90 - C)\} \cdots (3)$$

の式で表される値が70未満であれば、十分な強度（引張強さで800MPa以上）を確保することができない。一方、前記のDIが大きくなって、170を超えると、母材の硬さが高くなりすぎて、母材の靱性が低下する。したがって、上記の式（3）で表わされるDIが70～170であることとした。

[0066] (B) Ti析出物のサイズと析出密度：

本発明におけるTi析出物とは、TiN、TiCおよびTi(C、N)である。TiNは高温で析出する析出物であり、一方、TiCおよびTi(C、N)は低温で析出する析出物である。高温で析出するTiNと、低温で析出するTiCおよびTi(C、N)は同じような結晶構造を持つこと等により、各々の析出密度を求めることが困難である。しかしながら、これらのTi析出物のうちのTiNについては六面体の形態をとることが知られている。そこで、本発明者は熱間圧延後の棒鋼について、透過電子顕微鏡観察によりTi析出物の形態とサイズを調査した。その結果、円相当直径で0.07μm以上の場合には大部分のTi析出物は角張っており、円相当直径で0.05μm以下の場合にはTi析出物に角張ったものがほとんど見られなかった。このため、円相当直径で0.07μm以上のTi析出物を高温で析出するTiN、円相当直径で0.05μm以下のTi析出物を低温で析出するTiCまたはTi(C、N)と考え、両者の析出密度を規定した。

[0067] (B-1) 円相当直径で0.07～1.0μmのTi析出物のサイズと析出密度：

TiNは熱間鍛造のための加熱時、焼入れのための加熱時でもマトリックス中に固溶しない。このため、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、TiNのサイズと析出密度を調整して、溶接の際に、TiNのピンニング作用に

よって、H A Zの結晶粒粗大化を抑制する。

[0068] 熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ のT i析出物が10個以上析出しておれば、H A Zの結晶粒粗大化が抑制されて、H A Zに良好な靱性を確保させることが容易になる。

[0069] すなわち、溶接の際にH A Zは、 1200°C を超える高温に加熱される。しかしながら、そのような高い温度でも、円相当直径で $0.07\mu\text{m}$ 以上のT i析出物は、マトリックスに固溶しない。このため、ピンニング粒子として作用する。一方、円相当直径で $1.0\mu\text{m}$ を超える場合には、大きすぎてピンニング作用を有しない。

[0070] しかしながら、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、たとえT i析出物のサイズが、円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ であっても、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に10個以上析出していなければ、溶接の際に、H A Zにおいて結晶粒の粗大化が避けられない。

[0071] したがって、本発明の熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ のT i析出物が10個以上析出していることとした。円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ のT i析出物は、析出密度が高すぎてもピンニング効果が飽和するので、1000個以下でよい。

[0072] (B-2) 円相当直径で $0.01\sim 0.05\mu\text{m}$ のT i析出物のサイズと析出密度：

T i Cは、 900°C 前後の温度への焼入れのための加熱時にピンニング粒子として作用し、オーステナイト粒の粗大化を抑制する。このため、母材の靱性向上に寄与する。

[0073] 上記の効果を十分に発揮するには、焼入れのための加熱時の前、すなわち、熱間鍛造後の状態で、微細なT i Cが多数分布していることが重要である。

[0074] つまり、焼入れの前工程である熱間鍛造後に微細なT i Cが多数析出して

いればよい。そして、そのためには、熱間鍛造前の素材、つまり、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.01\sim0.05\mu\text{m}$ のTi析出物が10個以上析出していなければならない。

[0075] 熱間圧延後の棒鋼または線材の段階でのTi析出物は、そのサイズがあまりにも小さく、円相当直径で $0.01\mu\text{m}$ 未満であれば、 1200°C 前後の温度への熱間鍛造時の加熱によりマトリックス中に固溶してしまう。このため、焼入れのための加熱時にピンニング作用が確保できない。一方、上記段階で、Ti析出物のサイズが円相当直径で $0.05\mu\text{m}$ を超えると、焼入れのための加熱の際に粗大なTi析出物が残り、微細なTi析出物の数が減るためピンニング効果が不足する。したがって、Ti析出物が、焼入れのための加熱時にピンニング粒子として効果を発揮するには、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、そのサイズが、円相当直径で $0.01\sim0.05\mu\text{m}$ でなければならない。

[0076] しかしながら、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、たとえTi析出物のサイズが、円相当直径で $0.01\sim0.05\mu\text{m}$ であっても、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に10個以上析出していなければ、焼入れのための加熱時におけるオーステナイト粒の粗大化を抑制することができない。

[0077] したがって、本発明の熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.01\sim0.05\mu\text{m}$ のTi析出物が10個以上析出していることとした。円相当直径で $0.01\sim0.05\mu\text{m}$ のTi析出物は、析出密度が高すぎてもピンニング効果が飽和するので、1000個以下でよい。

[0078] (C) 熱間鍛造用圧延棒鋼または線材の製造方法：

前記(1)に示した本発明に係る熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、例えば、前記(2)に示した熱間鍛造用圧延棒鋼または線材の製造方法によって製造することができる。

[0079] 具体的には、前記(A)項で述べた化学組成を有する溶鋼を、冷却速度が $2.0^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上である条件で連続 casting し、

その鋳片を、 1100°C 以上の温度域に加熱して 30min 以上保持し、かつ下記の式(4)を満たす条件で分塊圧延と、棒鋼圧延または線材圧延を行い、しかも、棒鋼圧延または線材圧延の後、 $800\sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度域を、 $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度で冷却することによって、製造することができる。

$$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + t_2^{T(2)}) \leq 7.5 \times 10^3 \dots (4)$$

[0080] 上記の式(4)における T は加熱温度($^{\circ}\text{C}$)、 t は $T^{\circ}\text{C}$ での保持時間(s)、添え字1は分塊圧延工程、添え字2は棒鋼圧延または線材圧延工程を表し、 $T(2) = (T_2 + 273) / (T_1 + 273)$ を意味する。

[0081] 既に述べたように、上記の各処理における温度および冷却速度は、いずれも表面を基準とする温度および冷却速度を指す。

[0082] (C-1) 溶鋼の連続鋳造時の冷却速度について：

TiN は連続鋳造の冷却時に析出する。そして、熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、前記(B-1)項で述べたピンニング作用を有する円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ の Ti 析出物の析出密度とするには、溶鋼を、冷却速度が $2.0^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上である条件で連続鋳造するのが好ましい。冷却速度を大きくするには限度があるため、 $50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以下が好ましい範囲である。

[0083] 冷却速度が遅いと、連続鋳造の冷却時に析出した TiN がその冷却過程で成長し、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ の Ti 析出物を10個以上析出させることが困難になる。

[0084] 連続鋳造時の冷却速度とは、 TiN が析出する温度域、すなわち鋼が凝固した後 1000°C までの冷却速度である。

[0085] (C-2) 分塊圧延、熱間棒鋼圧延、線材圧延について：

鋳片の偏析を軽減するためには、通常、鋳片を圧延する際の加熱温度を高くするとともに、該加熱温度での保持時間を長くすることが望ましいとされている。

[0086] しかしながら、上記保持時間を長くした場合には、TiNは凝集粗大化し、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.07\sim 1.0\mu\text{m}$ のTi析出物を10個以上とすることが困難になる。このため、溶接の際に、TiNのピンニング作用によるHAZの結晶粒粗大化を抑制する効果が消失してしまう。

[0087] 鋳片の加熱温度を 1100°C 以上とし、また、中心部まで均熱させるために該加熱温度での保持時間を30min以上としたうえで、上述した式(4)を満たす条件で、分塊圧延と、棒鋼圧延または線材圧延を行えば、TiNの凝集粗大化を抑制することができ、それによって溶接時のHAZの結晶粒粗大化を容易に抑制することができる。

[0088] 以下、式(4)について説明する。

[0089] TiNのオストワルド成長の程度は、加熱温度 $T(^{\circ}\text{C})$ と加熱時間 $t(\text{s})$ に影響される。そこで、TiNのオストワルド成長の程度を、焼戻しパラメータ「 $(T+273)\times\log(t)$ 」で整理することを考えた。

[0090] 棒鋼または線材は、鋳片を分塊圧延と、棒鋼圧延または線材圧延の、2段階の圧延工程で製造することが一般的である。

[0091] 以下、棒鋼の製造を例にして、詳しく説明する。

[0092] 分塊圧延工程および棒鋼圧延工程における、加熱温度をそれぞれ、 $T_1(^{\circ}\text{C})$ および $T_2(^{\circ}\text{C})$ 、上記加熱温度での保持時間をそれぞれ、 $t_1(\text{s})$ および $t_2(\text{s})$ とすると、それぞれの圧延工程における焼戻しパラメータは、「 $(T_1+273)\times\log t_1$ 」および「 $(T_2+273)\times\log t_2$ 」となる。

[0093] 棒鋼圧延工程の加熱時に起こるのに等しいTiNのオストワルド成長を、分塊圧延工程の加熱温度 $T_1(^{\circ}\text{C})$ で起こす場合に要する時間 $x(\text{s})$ を求めてみる。

[0094] 棒鋼圧延工程におけるTiNのオストワルド成長の焼戻しパラメータ $(T_2+273)\times\log t_2$ は、分塊圧延工程の加熱温度 $T_1(^{\circ}\text{C})$ を使って式(a)のように表すことができる。

$$(T_2 + 273) \log t_2 = (T_1 + 273) \log x \cdots (a)。$$

[0095] $T(2) = (T_2 + 273) / (T_1 + 273)$ とすると、棒鋼圧延工程の加熱時に起こるのに等しい TiN のオストワルド成長を、分塊圧延工程の加熱温度 T_1 (°C) で起こす場合に要する時間 x (s) は、式 (b) のように表すことができる。

$$x = t_2^{T(2)} \cdots (b)。$$

[0096] 加熱温度 T_2 (°C)、加熱保持時間 t_2 (s) の棒鋼圧延工程に起こる TiN のオストワルド成長の程度を、分塊圧延工程の加熱温度 T_1 (°C) と温度 T_1 (°C) での保持時間 x (s) で表すことにより、分塊圧延工程と棒鋼圧延工程の圧延工程 2 回分の TiN のオストワルド成長の程度 Y は、分塊圧延工程 1 回分のパラメータとして、式 (c) のように表すことができ、さらに式 (b) を式 (c) に代入することによって、式 (d) を得ることができる。

$$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + x) \cdots (c)、$$

$$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + t_2^{T(2)}) \cdots (d)。$$

[0097] このようにして求められた式 (d) のパラメータ Y 、 TiN のサイズおよび析出個数の関係を詳細に調査した結果、 Y の値が 7.5×10^3 以下であれば、前記 (1) に示した本発明に関わる熱間鍛造用圧延棒鋼を得ることができる。

[0098] 以上のことから、 TiN のオストワルド成長の程度を表すパラメータとして、式 (4) を規定した。

$$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + t_2^{T(2)}) \leq 7.5 \times 10^3 \cdots (4)。$$

[0099] Y の値が規定範囲内であっても、分塊圧延工程および棒鋼圧延工程の加熱温度は、省エネルギーの観点から 1300°C 以下とするのが好ましく、 1270°C 以下とするのがより好ましい。また、 Y の値が規定範囲内であっても、分塊圧延工程および棒鋼圧延工程における前記加熱温度での保持時間は、省エネルギーの観点から 18000 s (300 min) 以下とするのが好ましく、 14400 s (240 min) 以下とするのがより好ましい。生産性

の観点からはYの値は 4.0×10^3 以上であることが好ましい。

[0100] 上記の式(d)で示した T_i Nのオストワルド成長の程度を表すパラメータYは、分塊圧延と棒鋼圧延の2段階の圧延工程で棒鋼を製造する一般的な場合である。

[0101] 圧延工程の回数をi段階として行う場合の T_i Nのオストワルド成長の程度を表すパラメータY'は式(e)のように表すことができ、この場合にはY'の値が 7.5×10^3 以下であれば、前記(1)に示した本発明に関わる熱間鍛造用圧延棒鋼を得ることができる。

[0102] $Y' = (T_i + 273) \times \log \{ \sum (t_i^{T(i)}) \} \cdots (e)$ 。

ここで、 $T(i) = (T_i + 273) / (T_1 + 273)$ を意味する。

[0103] 鋳片を分塊圧延と線材圧延の2段階の圧延工程で製造する場合、また、圧延工程の回数をi段階として行う場合についても、上記と同様である。

[0104] (C-3) 棒鋼圧延または線材圧延後の冷却について：

熱間圧延後の棒鋼または線材の段階で、前記(B-2)項で述べたピンニング作用を有する円相当直径で $0.01 \sim 0.05 \mu\text{m}$ の T_i 析出物の析出密度とするには、棒鋼圧延または線材圧延の後、 $800 \sim 600^\circ\text{C}$ の温度域を、 $5 \sim 100^\circ\text{C}/\text{min}$ の冷却速度で冷却することが好ましい。

[0105] 冷却速度が速すぎると T_i Cが析出しきれず、一方冷却速度が遅すぎると析出した T_i Cが凝集して成長するので、いずれの場合も $100 \mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で $0.01 \sim 0.05 \mu\text{m}$ の T_i 析出物を10個以上析出させることが困難になる。

[0106] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

実施例

[0107] 表1に示す鋼1～14を70トン転炉によって溶解し、表2に示す条件で、連続鋳造により鋳片とした後、 $180\text{mm} \times 180\text{mm}$ の鋼片に分塊圧延し、その後さらに棒鋼圧延して、直径 54mm の棒鋼を作製した。

[0108] 表1中の鋼1～7および鋼12～14は、化学組成が本発明で規定する範

囲内にある本発明例の鋼である。一方、鋼 8 ～ 11 は、化学組成が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼である。

[0109]

[0110] [表2]

表 2

試験 番号	鋼	連続鑄造時の 溶鋼冷却速度 (°C/min)	分塊圧延での加熱条件		棒鋼圧延での加熱条件		Y	棒鋼圧延後800~600°C の温度域での冷却速度 (°C/min)
			加熱温度 (°C)	保持時間 (min)	加熱温度 (°C)	保持時間 (min)		
1	1	2.3	1293	103	1213	22	6.0×10^3	18
2	2	2.1	1288	119	1221	22	6.1×10^3	19
3	3	2.6	1308	132	1220	20	6.2×10^3	19
4	4	2.5	1292	125	1204	24	6.1×10^3	18
5	5	2.3	1291	121	1211	25	6.1×10^3	18
6	6	2.3	1298	112	1209	21	6.1×10^3	18
7	7	2.3	1279	135	1224	21	6.1×10^3	18
8	* 8	2.2	1288	135	1209	28	6.2×10^3	18
9	* 9	2.2	1296	131	1212	27	6.2×10^3	18
10	* 10	2.3	1320	133	1241	21	6.3×10^3	18
11	* 11	2.3	1305	120	1222	24	6.2×10^3	18
12	1 2	# 1.7	1302	115	1205	27	6.1×10^3	18
13	1 3	2.3	1347	720	1302	132	# 7.6×10^3	18
14	1 4	2.3	1296	103	1213	28	6.1×10^3	# 4

$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + t_2 T^{(2)})$ 。
 上記の式において、Tは加熱温度(°C)、tは温度T°Cでの保持時間(s)、添え字1は分塊圧延工程、添え字2は棒鋼圧延工程を表し、 $T(2) = (T_2 + 273) / (T_1 + 273)$ を意味する。
 *印は本発明で規定する化学組成条件から外れていることを示す。
 #印は本発明で規定する製造条件から外れていることを示す。

[0111] 上記のようにして作成した直径54mmの棒鋼について、TiNおよびT

i Cの析出密度を調査した。

[0112] すなわち、直径54 mmの棒鋼のR／2部（「R」は半径を表す。）の縦断面から抽出レプリカ法によって試料を採取し、エネルギー分散型X線分析装置（EDX）付きの透過型電子顕微鏡により観察を行ってTi析出物の析出密度を調査した。

[0113] 具体的には、倍率を40000倍として20視野観察し、画像解析によってTi析出物の面積を算出し、それらを円の面積に換算し、円相当直径を求めた。

[0114] 次いで、円相当直径が0.07～1.0 μm であるTi析出物の個数を数え、これを面積100 μm^2 あたりの個数に換算した。同様に、円相当直径が0.01～0.05 μm であるTi析出物の個数を数え、これを面積100 μm^2 あたりの個数に換算した。

[0115] さらに、上記直径54 mmの棒鋼を1200℃で30 min加熱し、熱間鍛造して直径36 mmの丸棒を作製した。次いで、この直径36 mmの丸棒を900℃で1 h加熱して水焼入れを行い、その後、475℃で1 hの焼戻しを施した。

[0116] 上記焼入れ－焼戻しの熱処理を行った直径36 mmの丸棒を用いて、引張試験、衝撃試験およびHRC硬さ測定を実施した。

[0117] 引張試験は、直径36 mmの丸棒のR／2部から、JIS Z 2201（1998）に規定される14 A号試験片（ただし、平行部直径：5 mm）を採取し、通常の方法により25℃で引張試験を行い、引張強さ（TS）を測定した。目標とするTSは800 MPa以上とした。

[0118] 衝撃試験は、直径36 mmの丸棒のR／2部から、JIS Z 2242（2005）に規定されるUノッチ標準衝撃試験片（ただし、ノッチ深さ2 mmおよびノッチ底半径1 mm）を採取し、25℃および－40℃でシャルピー衝撃試験を行って、衝撃値を測定した。目標とする衝撃値は、25℃で160 J／ cm^2 以上、－40℃で135 J／ cm^2 以上とした。

[0119] HRC硬さ測定は、上記直径36 mmの丸棒を横断し、切断面が被検面と

なるように研磨して、R／2部4点と中心部1点について行い、上記5点の算術平均値をHRC硬さとした。

[0120] さらに、上記焼入れ－焼戻しの熱処理を行った直径36mmの丸棒のR／2部から、図1に示す位置関係で、図2に記載した重ね継手溶接用の試験片を採取し、図3に示すようにして重ね継手溶接を行った。

[0121] 溶接条件は、MAG溶接で電圧20V、電流180A、溶接速度40cm／minとし、溶接ワイヤは800MPa級（AWS A5.28（2005）のER110S-G）を使用した。そして、先ず溶接割れの有無を調査し、次にHAZの結晶粒度を調査した。さらに、HAZのHV硬さを測定して、Hmax（HAZの最高硬さ）を評価した。

[0122] 溶接割れの有無は、浸透探傷検査により判定した。

[0123] HAZの結晶粒度の評価方法は、先ず、重ね継手溶接を行った試験材を幅方向中心位置で縦断して2等分して12.5mmとし、さらに、縦断面で溶接金属が長さ方向の中央部になるように30mmに切断して、樹脂に埋め込み、鏡面研磨を行った。次いで、界面活性剤を添加したピクリン酸飽和水溶液で腐食し、図4に示すように、2枚重ねになった試験片の上段について、厚さ3mmの中央である1.5mmの位置で溶接金属から0.3mm離れた場所の旧オーステナイト結晶粒度を測定した。旧オーステナイト結晶粒は、粒度番号で3.0以上を目標とした。

[0124] HAZのHV硬さの評価方法は、結晶粒度測定に使用した樹脂埋め試料を再度研磨し、図5に示すように、2枚重ねになった試験片の上段については厚さ3mmの中央である1.5mmの位置のHV硬さを、下段については試験片上面から1.0mmの位置のHV硬さを、それぞれ、30mmの切断品の端から端まで0.5mmピッチで測定した。Hmaxの目標はHV硬さで400以下とした。

[0125] 表3に、上記の各調査結果をまとめて示す。

[0126]

[表3]

表 3

区分	試験 番号	鋼	円相当直径で 0.07~1.0 μ m のTi析出物 の個数		円相当直径で 0.01~0.05 μ m のTi析出物 の個数		焼入れ-焼戻し材した母材の特性		重ね継手溶接した試験材の特性		HAZの旧オーステナイト 結晶粒度番号
			引張強さ (MPa)	25℃での 衝撃値 (J/cm ²)	-40℃での 衝撃値 (J/cm ²)	HRC硬さ	Hmax (HV)	溶接割れ の有無			
本発明例	1	1	18	13	830	281	262	24	310	無	3. 6
	2	2	23	30	855	357	308	27	344	無	3. 7
	3	3	32	34	930	270	229	28	367	無	4. 0
	4	4	17	16	899	273	242	27	358	無	3. 6
	5	5	35	24	912	317	277	29	368	無	4. 0
	6	6	42	35	946	242	226	29	397	無	4. 1
	7	7	40	31	922	236	201	28	371	無	4. 0
比較例	8	* 8	14	*	910	\$ 147	\$ 102	28	361	無	3. 2
	9	* 9	28	30	963	222	196	31	\$ 419	有	3. 8
	10	* 10	38	24	989	\$ 155	\$ 126	33	379	無	4. 0
	11	* 11	40	29	\$ 776	331	297	21	301	無	4. 0
	12	12	* 7	19	928	268	235	30	388	無	\$ 2. 3
	13	13	* 6	42	879	287	250	28	392	無	\$ 2. 2
	14	14	24	* 6	864	\$ 158	\$ 128	27	356	無	3. 8

Ti析出物の個数欄は、100 μ m²の面積中における個数を指す。
*印は本発明で規定する化学組成、Ti析出物の個数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。

[0127] 表3から、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼1~7を用い、しかも、100 μ m²の面積中に、本発明で規定する二種類の円相当直径のTi析出物がそれぞれ、10個以上析出している試験番号1~7の場合は、いず

れも、HmaxがHV硬さで400を下回るため溶接割れが発生せず、しかも、母材の強度および靱性に優れていることが明らかである。さらに、上記の試験番号の場合には、HAZの旧オーステナイト結晶粒度番号が3.6～4.1と大きく（換言すれば旧オーステナイト結晶粒が小さく）、このため、HAZの靱性にも優れていることが推定される。

[0128] これに対して、本発明で規定する条件の全てを同時に満たしていない「比較例」の試験番号8～14の場合には、少なくとも、溶接割れ、母材の強度、母材の靱性、HAZの靱性のいずれかにおいて問題がある。

[0129] すなわち、試験番号8の場合は、用いた鋼8のfn1が「-0.015」であって、本発明で規定する条件から外れている。このため、円相当直径で0.01～0.05μmのTi析出物の析出密度が本発明で規定する条件から外れ、母材の靱性が劣っている。

[0130] 試験番号9の場合は、用いた鋼9のCe qが0.59と大きく、本発明で規定する条件から外れている。このため、HmaxがHV硬さで419と大きく400を超えている。したがって、溶接割れが発生した。

[0131] 試験番号10の場合は、用いた鋼10のDIが172と大きく、本発明で規定する条件から外れている。このため、母材の靱性が劣っている。

[0132] 試験番号11の場合は、用いた鋼11のDIが66と小さく、本発明で規定する条件から外れている。このため、母材の引張強さが低い。

[0133] 試験番号12および試験番号13の場合、用いた鋼12および鋼13の化学組成はともに本発明で規定する範囲内にあるが、円相当直径で0.07～1.0μmのTi析出物の析出密度が本発明で規定する条件から外れている。このため、HAZの旧オーステナイト結晶粒度番号がそれぞれ、2.3および2.2と小さく（換言すれば旧オーステナイト結晶粒が大きく）、HAZの靱性に劣ることが推定される。

[0134] 試験番号14の場合も、用いた鋼12の化学組成は本発明で規定する範囲内にあるが、円相当直径で0.01～0.05μmのTi析出物の析出密度が本発明で規定する条件から外れている。このため、母材の靱性が劣ってい

る。

産業上の利用可能性

[0135] 本発明の熱間鍛造用圧延棒鋼または線材は、溶接が可能であり、しかも、母材の強度および靱性に優れるとともに、HAZの靱性にも優れるので、スピンドル等の自動車の足回り部品の素材として好適に用いることができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10 ~ 0.20 %、

Si : 0.01 ~ 0.30 %、

Mn : 1.00 ~ 2.30 %、

S : 0.040 %以下、

Cr : 0.10 ~ 0.80 %、

Al : 0.010 ~ 0.080 %、

B : 0.0002 ~ 0.0050 %、

Ti : 0.010 ~ 0.080 %、および

N : 0.0020 ~ 0.0080 %

を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、

不純物におけるP、Cu、Ni、MoおよびVが、

P : 0.040 %以下、

Cu : 0.10 %未満、

Ni : 0.10 %未満、

Mo : 0.05 %未満、および

V : 0.01 %以下

に制限され、

さらに、下記の式(1)で表される f_{n1} が0.001以上、式(2))で表される C_{eq} が0.57以下、式(3)で表されるDIが70

~170である化学組成を有し、

さらに、 $100\mu\text{m}^2$ の面積中に、円相当直径で、 $0.07\sim1.0$ μm のTi析出物が10個以上、かつ、 $0.01\sim0.05\mu\text{m}$ のTi

析出物が10個以上、析出していることを特徴とする熱間鍛造用圧

延棒鋼または線材。

$$f_{n1} = \text{Ti} - 3.4\text{N} \cdots (1)$$

$$C_{eq} = \text{C} + (\text{Si} / 24) + (\text{Mn} / 6) + (\text{Ni} / 40) + ($$

$$Cr/5) + (Mo/4) + (V/14) \cdots (2)$$

$$DI = 25.4 \times 0.311 \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.10 \times Mn) \times (1 + 2.83 \times P) \times (1 - 0.62 \times S) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 3.14 \times Mo) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times \{1 + 1.50 \times (0.90 - C)\} \cdots (3)$$

上記各式中の、Ti、N、C、Si、Mn、Ni、Cr、Mo、V、P、SおよびCuは、それぞれの元素の質量%での含有量を表す。

上記のTi析出物とは、TiN、TiCおよびTi(C、N)を指す。

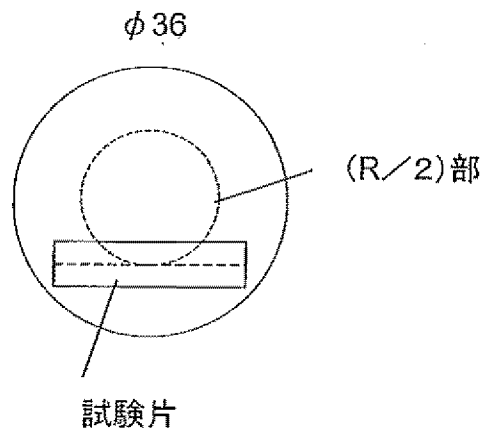
[請求項2] 請求項1に記載の化学組成を有する溶鋼を、冷却速度が $2.0^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上である条件で連続 casting し、

その casting 片を、 1100°C 以上の温度域に加熱して 30min 以上保持し、かつ下記の式(4)を満たす条件で分塊圧延と、棒鋼圧延または線材圧延を行い、しかも、棒鋼圧延または線材圧延の後、 $800\sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度域を、 $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度で冷却することを特徴とする熱間鍛造用圧延棒鋼または線材の製造方法。

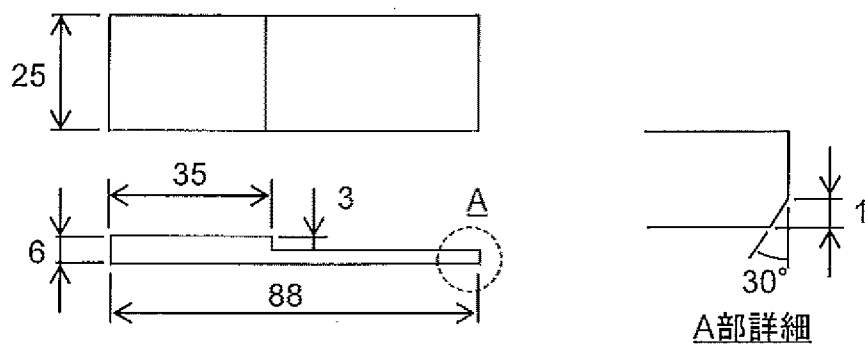
$$Y = (T_1 + 273) \times \log(t_1 + t_2^{T(2)}) \leq 7.5 \times 10^3 \cdots (4)$$

上記の式(4)におけるTは、「 $^{\circ}\text{C}$ 」単位での加熱温度、tは、加熱温度Tにおける「s」単位での保持時間、添え字1は分塊圧延工程、添え字2は棒鋼圧延または線材圧延工程を表し、 $T(2) = (T_2 + 273) / (T_1 + 273)$ を意味する。

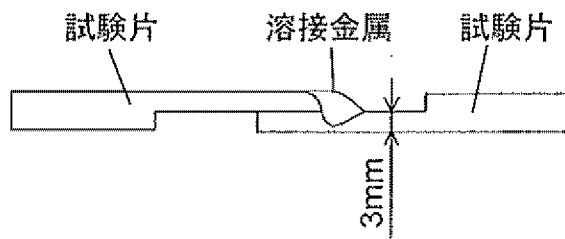
[図1]



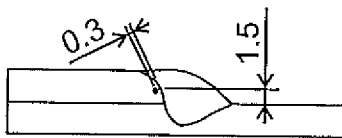
[図2]



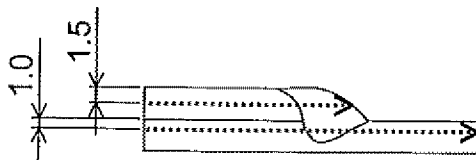
[図3]



[図4]



[図5]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/066365

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(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, C21D8/06, 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	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2008-127594 A (Kobe Steel, Ltd.), 05 June 2008 (05.06.2008), claims; paragraphs [0020] to [0038], [0063] to [0070] (Family: none)	1-2
A	JP 11-043737 A (Nippon Steel Corp.), 16 February 1999 (16.02.1999), claims; paragraphs [0021] to [0025] (Family: none)	1-2
A	JP 2006-028568 A (Kobe Steel, Ltd.), 02 February 2006 (02.02.2006), claims (Family: none)	1-2

☐ 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
11 October, 2011 (11.10.11)

Date of mailing of the international search report
18 October, 2011 (18.10.11)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

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, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00, C21D8/06, 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	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 1 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 1 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 1 年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2008-127594 A (株式会社神戸製鋼所) 2008.06.05, 【特許請求の範囲】、【0020】 - 【0038】、 【0063】 - 【0070】 (ファミリーなし)	1-2
A	JP 11-043737 A (新日本製鐵株式会社) 1999.02.16, 【特許請求の 範囲】、【0021】 - 【0025】 (ファミリーなし)	1-2
A	JP 2006-028568 A (株式会社神戸製鋼所) 2006.02.02, 【特許請求の範囲】 (ファミリーなし)	1-2

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

1 1 . 1 0 . 2 0 1 1

国際調査報告の発送日

1 8 . 1 0 . 2 0 1 1

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)

小谷内 章

4 K

3 4 4 0

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