(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
2020年8月20日(20.08.2020)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2020/166637 A1

(51) 国際特許分類:
B21B 23/00 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C21D 9/08 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2020/005434

(22) 国際出願日： 2020年2月13日(13.02.2020)

(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 2019-023252 2019年2月13日(13.02.2019) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社(**NIPPON STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP). 臼井国際産業株式会社(**USUI CO., LTD.**) [JP/JP]; 〒4118610 静岡県駿東郡清水町長沢１３１番地の２ Shizuoka (JP).

(72) 発明者: 牧野 泰三(**MAKINO, Taizo**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 山崎 正弘(**YAMAZAKI, Masahiro**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 荒井 勇次(**ARAI, Yuji**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 遠藤 修(**ENDO, Osamu**); 〒4118610 静岡県駿東郡清水町長沢１３１番地の２ 臼井国際産業株式会社内 Shizuoka (JP). 芹澤 直樹(**SERIZAWA, Naoki**); 〒4118610 静岡県駿東郡清水町長沢１３１番地の２ 臼井国際産業株式会社内 Shizuoka (JP). 増田 辰也(**MASUDA, Tatsuya**); 〒4118610 静岡県駿東郡清水町長沢１３１番地の２ 臼井国際産業株式会社内 Shizuoka (JP).

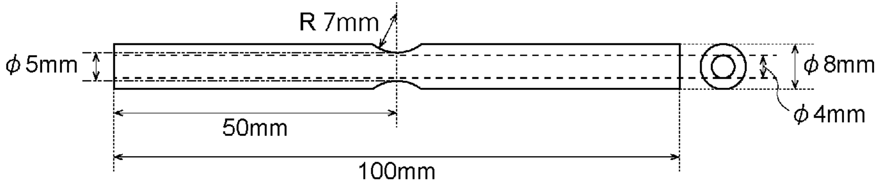
(74) 代理人: 特許業務法人ブライタス(**BRIGHTAS IP ATTORNEYS**); 〒5300057 大阪府大阪市北区曽根崎２丁目５番１０号 Osaka (JP).

(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, 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,

(54) Title: STEEL PIPE FOR FUEL INJECTION PIPE, AND FUEL INJECTION PIPE EMPLOYING SAME

(54) 発明の名称： 燃料噴射管用鋼管およびそれを用いた燃料噴射管

[図1]



(57) Abstract: In this steel pipe for a fuel injection pipe: the chemical composition of the steel pipe is, by mass, C: 0.17 to 0.27%, Si: 0.05 to 0.40%, Mn: 0.30 to 2.00%, P: 0.020% or less, S: 0.0100% or less, O: 0.0040% or less, Ca : 0.0010% or less, Al: 0.005 to 0.060%, N: 0.0020 to 0.0080%, Ti: 0.005 to 0.015%, Nb: 0.015 to 0.045%, Cr: 0 to 1.00%, Mo: 0 to 1.00%, Cu: 0 to 0.50%, Ni: 0 to 0.50%, V: 0 to 0.15%, remainder: Fe and impurities; the metallographic structure substantially comprises tempered martensite, or tempered martensite and tempered bainite; the prior austenite grain size number is at least equal to 9.0; the hardness is 350 to 460 HV1; and if the maximum value of the square root of the surface area of inclusions observed in a cross section perpendicular to the longitudinal direction of the steel pipe is a_n (n=1 to 20), a maximum value a_{max} of a_n is at most equal to 30.0 μm, and an average value a_{av} of a_n is at least equal to 40% of a_{max}.

WO 2020/166637 A1

[続葉有]

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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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)）

(57) 要約：鋼管の化学組成が、質量%で、C：0.17～0.27%、Si：0.05～0.40%、Mn：0.30～2.00%、P：0.020%以下、S：0.0100%以下、O：0.0040%以下、Ca：0.0010%以下、Al：0.005～0.060%、N：0.0020～0.0080%、Ti：0.005～0.015%、Nb：0.015～0.045%、Cr：0～1.00%、Mo：0～1.00%、Cu：0～0.50%、Ni：0～0.50%、V：0～0.15%、残部：Feおよび不純物であり、金属組織が実質的に焼戻しマルテンサイト、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトからなり、旧オーステナイト粒度番号が9.0以上であり、硬さが350～460HV1であり、鋼管の長手方向に垂直な断面において観察される介在物の面積の平方根の最大値をa_n(n=1～20)とした際に、a_nの最大値a_{max}が30.0μm以下であり、かつa_nの平均値a_{av}がa_{max}の40%以上である、燃料噴射管用鋼管。

明 細 書

発明の名称 ： 燃料噴射管用鋼管およびそれを用いた燃料噴射管

技術分野

[0001] 本発明は、燃料噴射管用鋼管およびそれを用いた燃料噴射管に関する。

背景技術

[0002] 将来的なエネルギーの枯渇への対策として、省エネルギーを促す運動、資源のリサイクル運動およびこれらの目的を達成する技術の開発が盛んに行われている。特に近年は、世界的な取り組みとして地球の温暖化を防止するために燃料の燃焼に伴うCO_2の排出量を低減させることが強く求められている。

[0003] CO_2の排出量の少ない内燃機関として、自動車などに用いられるディーゼルエンジンが挙げられる。しかし、ディーゼルエンジンには、CO_2の排出量が少ない反面、黒煙が発生するという問題がある。黒煙は、噴射された燃料に対し酸素が不足した場合に発生する。すなわち、燃料が部分的に熱分解されることにより脱水素反応が起こり、黒煙の前駆物質が生成して、この前駆物質が再び熱分解し、凝集および合体することにより黒煙となる。こうして発生した黒煙は大気汚染を引き起こし、人体に悪影響を及ぼすことが危惧される。

[0004] 上記の黒煙は、ディーゼルエンジンの燃焼室への燃料の噴射圧を高めることにより、その発生量を低減することができる。しかし、そのためには、燃料噴射に用いる鋼管には高い疲労強度が求められる。このような燃料噴射管または燃料噴射管用鋼管について、下記の技術が開示されている。

[0005] 特許文献１には、熱間圧延したシームレス鋼管素材の内面をショットブラスト処理により、研削・研磨を行った後に、冷間引抜き加工を行うディーゼルエンジンの燃料噴射に用いる鋼管の製造方法が開示されている。この製造方法を採用すれば、鋼管内面の疵（凹凸、ヘゲ、微細クラックなど）の深さを０．１０ｍｍ以下にできるので、燃料噴射に用いる鋼管の高強度化が図れ

るとされている。

[0006] 特許文献２には、少なくとも鋼管の内表面から２０μｍまでの深さに存在する非金属介在物の最大径が２０μｍ以下であり、引張強度が５００ＭＰａ以上の燃料噴射管用鋼管が開示されている。

[0007] 特許文献３には、引張強度が９００Ｎ／ｍｍ^{2}以上であって、少なくとも鋼管の内表面から２０μｍまでの深さに存在する非金属介在物の最大径が２０μｍ以下である燃料噴射管用鋼管が開示されている。

[0008] 特許文献３の発明は、Ｓの低減、鋳込み方法の工夫、Ｃａの低減等によりＡ系、Ｂ系、Ｃ系の粗大介在物を排除した鋼材を用いて素管鋼管を製造し、冷間加工によって目的とする径に調整した後、焼入れ、焼戻しによって９００ＭＰａ以上の引張強度を実現するものであり、実施例では２６０～２８５ＭＰａの限界内圧を実現している。

[0009] 特許文献４には、８００ＭＰａ以上、好ましくは９００ＭＰａ以上の引張強度を有し、耐内圧疲労特性に優れる燃料噴射管用鋼管およびそれを用いた燃料噴射管が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開平９－５７３２９号公報

特許文献2：国際公開第２００７／１１９７３４号

特許文献3：国際公開第２００９／００８２８１号

特許文献4：国際公開第２０１５／１２９６１７号

非特許文献

[0011] 非特許文献1：中山英介、宮原光雄、岡村一男、富士本博紀、福井清之、「超小型試験片による自動車用薄板スポット溶接継手の疲労強度予測」、材料、２００４年１０月、第５３巻、第１０号、ｐ．１１３６－１１４２

非特許文献2：邦武立郎、熱処理、４１（２００１）、ｐ．１６４

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 特許文献１に開示された方法で製造された燃料噴射に用いる鋼管は、高い強度を持つものの、その鋼管材料の強度に見合った疲労寿命を得ることができない。鋼管材料の強度が高くなれば、当然に、鋼管の内側にかかる圧力を高くすることができる。しかし、鋼管の内側に圧力を加えた場合に、鋼管内面に疲労による破壊が発生することのない限界となる内圧（以下、「限界内圧」という。）は、鋼管材料の強度のみには依存しない。すなわち、鋼管材料の強度を大きくしても期待以上の限界内圧は得られない。高い内圧による使用によって鋼管が疲労しやすいため疲労寿命も短くなる。

[0013] 特許文献２および３に開示された燃料噴射管用鋼管は、疲労寿命が長く、かつ信頼性が高いという特長を有する。しかしながら、特許文献２に開示される鋼管の限界内圧は２５５ＭＰａ以下であり、特許文献３においても２６０～２８５ＭＰａである。特に自動車業界においてはさらなる高内圧化が要求されており、引張強度が８００ＭＰａ以上であって、限界内圧が２７０ＭＰａ超の燃料噴射管、特に望ましくは、引張強度が９００ＭＰａ以上であって、限界内圧が３００ＭＰａ超の燃料噴射管の開発が要望されている。なお、限界内圧は、一般に燃料噴射管の引張強度に依存して僅かに増加する傾向にあるものの、各種の要因が絡むと考えられ、特に８００ＭＰａ以上の高強度燃料噴射管においては安定して高い限界内圧を確保することは、必ずしも容易ではない。

[0014] 特許文献４に開示された燃料噴射管用鋼管は、８００ＭＰａ以上、好ましくは９００ＭＰａ以上の引張強度（ＴＳ）を有し、高い限界内圧特性を有するため、極めて信頼性が高い。しかしながら、近年、燃料噴射管用鋼管には、１１００ＭＰａ以上といったさらなる高強度化が要求されている。

[0015] そこで、本発明者らが特許文献４に開示された燃料噴射管用鋼管をベースに、高強度化を行ったところ、内圧疲労試験の１０^7回の繰返しに対応した限界内圧は良好であったが、回転曲げ疲労試験による１０^7回の時間強度に対し１０^9回の時間強度が低下することが分かった。

[0016] 回転曲げ疲労試験は、燃料噴射管が搭載される車両の走行中の振動に起因して生じる疲労損傷を評価するために行ったものである。その負荷応力の回数は極めて多く、１０^{9}回に達することがある。よって、回転曲げ疲労強度、特に超高サイクル領域における疲労強度は、燃料噴射管の要求特性としては限界内圧に次いで重要である。

[0017] ここで、時間強度とは特定の繰返し数において破壊しない限界の応力を指し、疲労強度とは任意の繰返し数における時間強度の総称である。なお、内圧疲労については、現状の技術においては、内圧の繰返しが振動に起因する繰返しよりも少ないため、超高サイクル領域における疲労強度のニーズが高くない。

[0018] しかしながら、将来、燃料噴射管が極めて長期間使用されるようになれば超高サイクル領域における限界内圧確保が必要になる。内圧疲労試験は試験周波数を上げることが困難なので、上記した回転曲げ疲労試験は、超高サイクル領域で限界内圧が変化するかどうか判断する目安になり得る。より高い信頼性を確保するためには、超高サイクル領域における回転曲げ疲労強度の改善が要求される。

[0019] 本発明は上記の課題を解決し、高い強度を有するとともに、超高サイクル領域において高い疲労強度を有する燃料噴射管用鋼管およびそれを用いた燃料噴射管を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0020] 本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであり、下記の燃料噴射管用鋼管およびそれを用いた燃料噴射管を要旨とする。

[0021] （１）燃料噴射管用の鋼管であって、

前記鋼管の化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．１７～０．２７％、

Ｓｉ：０．０５～０．４０％、

Ｍｎ：０．３０～２．００％、

Ｐ：０．０２０％以下、

Ｓ：０．０１００％以下、

Ｏ：０．００４０％以下、

Ｃａ：０．００１０％以下、

Ａｌ：０．００５～０．０６０％、

Ｎ：０．００２０～０．００８０％、

Ｔｉ：０．００５～０．０１５％、

Ｎｂ：０．０１５～０．０４５％、

Ｃｒ：０～１．００％、

Ｍｏ：０～１．００％、

Ｃｕ：０～０．５０％、

Ｎｉ：０～０．５０％、

Ｖ：０～０．１５％、

残部：Ｆｅおよび不純物であり、

前記鋼管の肉厚中央部における金属組織が、焼戻しマルテンサイト、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトを含み、かつ焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が９５％以上であり、

焼戻しマルテンサイト、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの旧オーステナイト粒度番号が９．０以上であり、

前記鋼管の肉厚中央部における硬さが、３５０～４６０ＨＶ１であり、

前記鋼管の長手方向に垂直な断面から、面積が０．４mm^2の任意の視野を２０か所選択し、各視野において観察される介在物の面積の平方根の最大値をそれぞれa_n（ｎ＝１～２０）とした際に、a_nの最大値a_{max}が３０．０μｍ以下であり、かつa_nの平均値a_{av}がa_{max}の４０％以上である、

燃料噴射管用鋼管。

[0022] （２）前記鋼管の化学組成が、質量％で、

Ｃｒ：０．０３～１．００％、

Ｍｏ：０．０３～１．００％、

Ｃｕ：０．０１～０．５０％、

Ｎｉ：０．０１～０．５０%、および

Ｖ：０．０２～０．１５%、

から選択される１種以上を含有する、

上記（１）に記載の燃料噴射管用鋼管。

[0023] （３）上記（１）または（２）に記載の燃料噴射管用鋼管を用いた燃料噴射管。

発明の効果

[0024] 本発明によれば、１１００ＭＰａ以上の引張強さを有すると共に、超高サイクル領域において高い疲労強度を有する燃料噴射管用鋼管を得ることが可能となる。

図面の簡単な説明

[0025] [図1]回転曲げ疲労試験に用いる試験片の形状を示す図である。

発明を実施するための形態

[0026] 本発明者らが上記課題を解決するために検討を重ねた結果、以下の知見を得るに至った。

[0027] 所定の強度を確保するためには、金属組織を実質的に焼戻しマルテンサイト単相、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトからなる複相組織とし、かつそれらの結晶粒径を低減することにより、硬さを上げる必要がある。

[0028] 一方、硬さが過剰となると、超高サイクル領域における疲労強度が顕著に低下することが分かった。そのため、鋼の硬さを所定の範囲内に制御する必要がある。

[0029] さらに、疲労試験における繰返し数が10^7回程度の高サイクル領域においては、疲労強度は概ね硬さに依存するが、繰返し数が10^9回程度の超高サイクル領域においては、鋼中に存在する粗大介在物と水素との影響が顕在化することが分かった。

[0030] すなわち、超高サイクル領域における疲労強度を向上させるためには、粗大介在物および水素の影響を抑制する必要がある。そして、粗大介在物の寸

法を低減するとともに、これにトラップされる水素を低減させることで、超高サイクル領域における疲労強度が改善できることを見出した。

[0031] 本発明は上記知見に基づいてなされたものである。以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

[0032] １．化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「％」は、「質量％」を意味する。

[0033] Ｃ：０．１７～０．２７％

Ｃは、安価に鋼の強度を高めるのに有効な元素である。所望の引張強さを確保するためにはＣ含有量を０．１７％以上とすることが必要である。しかし、Ｃ含有量が０．２７％を超えると、加工性の低下を招く。したがって、Ｃ含有量は０．１７～０．２７％とする。Ｃ含有量は０．２０％以上であるのが好ましい。また、Ｃ含有量は０．２５％以下であるのが好ましく、０．２３％以下であるのがより好ましい。

[0034] Ｓｉ：０．０５～０．４０％

Ｓｉは、脱酸作用を有するだけでなく、鋼の焼入れ性を高めて強度を向上させる作用を有する元素である。これらの効果を確実にするためには、Ｓｉ含有量を０．０５％以上とすることが必要である。しかし、Ｓｉ含有量が０．４０％を超えると、靭性の低下を招く。したがって、Ｓｉ含有量は０．０５～０．４０％とする。Ｓｉ含有量は０．１５％以上であるのが好ましく、０．３５％以下であるのが好ましい。

[0035] Ｍｎ：０．３０～２．００％

Ｍｎは、脱酸作用を有するだけでなく、鋼の焼入れ性を高めて強度と靭性とを向上させるのに有効な元素である。しかし、その含有量が０．３０％未満では十分な強度が得られず、一方、２．００％を超えるとＭｎＳの粗大化が生じて、熱間圧延時に展伸し、かえって靭性が低下する。このため、Ｍｎ含有量は０．３０～２．００％とする。Ｍｎ含有量は０．４０％以上であるのが好ましく、０．５０％以上であるのがより好ましい。また、Ｍｎ含有量

は１．７０％以下であるのが好ましく、１．５０％以下であるのがより好ましい。

[0036] Ｐ：０．０２０％以下

Ｐは、不純物として鋼中に不可避的に存在する元素である。その含有量が０．０２０％を超えると、熱間加工性の低下を招くだけでなく、粒界偏析により靭性を著しく低下させる。したがって、Ｐ含有量は、０．０２０％以下とする必要がある。なお、Ｐの含有量は、低ければ低いほど望ましく、０．０１５％以下とするのが好ましく、０．０１２％以下とするのがより好ましい。しかし、過度の低下は、製造コスト上昇を招くため、その下限は、０．００５％とするのが好ましい。

[0037] Ｓ：０．０１００％以下

Ｓは、Ｐと同様に不純物として鋼中に不可避的に存在する元素である。その含有量が０．０１００％を超えると粒界に偏析するとともに、硫化物系の介在物を生成して疲労強度の低下を招きやすい。したがって、Ｓ含有量は、０．０１００％以下とする必要がある。なお、Ｓの含有量は、低ければ低いほど望ましく、０．００５０％以下とするのが好ましく、０．００３５％以下とするのがより好ましい。しかし、過度の低下は、製造コスト上昇を招くため、その下限は、０．０００５％とするのが好ましい。

[0038] Ｏ：０．００４０％以下

Ｏは、粗大な酸化物を形成し、それに起因する限界内圧の低下を生じやすくする。このような観点からＯ含有量は０．００４０％以下とする必要がある。なお、Ｏの含有量は、低ければ低いほど望ましく、０．００３５％以下とするのが好ましく、０．００２５％以下とするのがより好ましく、０．００１５％以下とするのがさらに好ましい。しかし、過度の低下は、製造コスト上昇を招くため、その下限は、０．０００５％とするのが好ましい。

[0039] Ｃａ：０．００１０％以下

Ｃａは、シリケート系介在物（ＪＩＳ　Ｇ　０５５５のグループＣ）を凝集させる作用があり、Ｃａ含有量が０．００１０％を超えると粗大なＣ系介

在物の生成により限界内圧が低下する。したがってＣａ含有量は０．００１０％以下とする。Ｃａ含有量は０．０００７％以下とすることが好ましく、０．０００３％以下とすることがより好ましい。なお、製鋼精錬に係る設備で長期にわたり全くＣａ処理を行わなければ、設備のＣａ汚染を解消することができるため、鋼中のＣａ含有量を実質的に０％とすることが可能である。

[0040] Ａｌ：０．００５～０．０６０％

Ａｌは、鋼の脱酸を行う上で有効な元素であり、また鋼の靭性および加工性を高める作用を有する元素である。これらの効果を得るには０．００５％以上のＡｌを含有する必要がある。一方、Ａｌ含有量が０．０６０％を超えると、介在物が発生しやすくなり、特にＴｉを含有する鋼においては、Ｔｉ－Ａｌ複合介在物が生じるおそれが高くなる。したがって、Ａｌ含有量は０．００５～０．０６０％とする。Ａｌ含有量は０．００８％以上であるのが好ましく、０．０１０％以上であるのがより好ましい。また、Ａｌ含有量は０．０５０％以下であるのが好ましく、０．０４０％以下であるのがより好ましい。なお、本発明において、Ａｌ含有量は、酸可溶性Ａｌ（ｓｏｌ．Ａｌ）の含有量を意味する。

[0041] Ｎ：０．００２０～０．００８０％

Ｎは、不純物として鋼中に不可避的に存在する元素である。しかしながら本発明では、ＴｉＮのピニング効果（pinning effect）による結晶粒粗大化防止を目的として、０．００２０％以上のＮを残存させる必要がある。一方、Ｎ含有量が０．００８０％を超えると大型のＴｉ－Ａｌ複合介在物が生じるおそれが高くなる。したがって、Ｎ含有量は０．００２０～０．００８０％とする。Ｎ含有量は０．００２５％以上であるのが好ましく、０．００２７％以上であるのがより好ましい。また、Ｎ含有量は０．００６５％以下であるのが好ましく、０．００５０％以下であるのがより好ましい。

[0042] Ｔｉ：０．００５～０．０１５％

Ｔｉは、ＴｉＮ等の形で微細に析出することで、結晶粒の粗大化防止に貢

献する元素である。その効果を得るためには、Ｔｉ含有量を０．００５％以上とする必要がある。

[0043] ここで、試料を用いて内圧疲労試験を行うと、高応力となる内表面を起点に疲労き裂が発生および進展し、外表面に達すると同時に破壊に至る。この時、起点部には介在物が存在する場合と存在しない場合とがある。

[0044] 起点部に介在物が存在しない場合、そこにはファセット状破面と呼ばれる平坦な破面形態が認められる。これは結晶粒単位で発生したき裂がその周囲の数結晶粒分にわたり、モードIIと呼ばれる剪断型で進展して形成されたものである。このファセット状破面が臨界値まで成長するとモードIと呼ばれる開口型に進展形態が変化し、破損に至る。ファセット状破面の成長は、初期のき裂発生の寸法単位である旧オーステナイト粒径（以下、「旧γ粒径」と表記する。）に依存し、旧γ粒径が大きいと促進される。これは介在物が起点とならなくても、旧γ粒径が粗大であると、基地組織の疲労強度は低下することを意味する。

[0045] Ｔｉ含有量が高い場合において、内圧疲労試験を行った鋼管の破面観察から直径２０μｍ以下の複数の$Ａｌ_2Ｏ_3$系介在物をＴｉが主成分のフィルム状の薄い層が架橋する形態の複合介在物（以下、Ｔｉ－Ａｌ複合介在物という。）が観察された。特に、Ｔｉ含有量が０．０１５％を超えると、大型のＴｉ－Ａｌ複合介在物が生じるおそれがある。大型のＴｉ－Ａｌ複合介在物は、非常に高い内圧条件下での破損寿命の低下を招くおそれがある。したがって、Ｔｉ含有量は０．０１５％以下とする必要がある。

[0046] 旧γ粒の粗大化を防止するために、Ｔｉ含有量は０．００６％以上であるのが好ましく、０．００７％以上であるのがより好ましい。また、Ｔｉ－Ａｌ複合介在物の形成を防止する観点からは、Ｔｉ含有量は０．０１３％以下であるのが好ましく、０．０１２％以下であるのがより好ましい。

[0047] Ｎｂ：０．０１５～０．０４５％

Ｎｂは、鋼中で炭化物または炭窒化物として微細に分散し、結晶粒界を強くピン止めすることで、組織の微細化に寄与し、限界内圧を向上させる効果

を有する。また、Ｎｂの炭化物または炭窒化物の微細分散により、鋼の靭性が向上する。これらの目的のため、０．０１５％以上のＮｂを含有させる必要がある。一方、Ｎｂ含有量が０．０４５％を超えると、炭化物、炭窒化物が粗大化し、かえって靭性が低下する。したがって、Ｎｂの含有量は０．０１５～０．０４５％とする。Ｎｂ含有量は０．０１８％以上であるのが好ましく、０．０２０％以上であるのがより好ましい。また、Ｎｂ含有量は０．０４０％以下であるのが好ましく、０．０３５％以下であるのがより好ましい。

[0048] Ｃｒ：０～１．００％

Ｃｒは、焼入れ性および耐摩耗性を向上させる効果を有する元素であるので、必要に応じて含有させてもよい。しかし、Ｃｒ含有量が１．００％を超えると靭性および冷間加工性が低下するため、含有させる場合のＣｒ含有量は１．００％以下とする。Ｃｒ含有量は０．８０％以下であるのが好ましい。なお、上記の効果を得たい場合は、Ｃｒ含有量を０．０３％以上とすることが好ましく、０．０５％以上とすることがより好ましく、０．２０％以上とすることがさらに好ましく、０．３０％以上とすることがさらに好ましい。

[0049] Ｍｏ：０～１．００％

Ｍｏは、焼入れ性を向上させ、焼戻し軟化抵抗を高めるため、高強度確保に寄与する元素である。そのため、必要に応じてＭｏを含有させてもよい。しかし、Ｍｏ含有量が１．００％を超えてもその効果は飽和する上に、合金コストが嵩む結果となる。したがって、含有させる場合のＭｏ含有量は１．００％以下とする。Ｍｏ含有量は０．４５％以下であるのが好ましい。なお、上記の効果を得たい場合は、Ｍｏ含有量を０．０３％以上とすることが好ましく、０．０８％以上とすることがより好ましい。

[0050] Ｃｕ：０～０．５０％

Ｃｕは、鋼の焼入れ性を高めることで強度および靭性を向上させる効果を有する元素である。そのため、必要に応じてＣｕを含有させてもよい。しか

し、Ｃｕ含有量が０．５０％を超えてもその効果は飽和する上に、合金コストの上昇を招く結果となる。したがって、含有させる場合のＣｕ含有量は０．５０％以下とする。Ｃｕ含有量は０．４０％以下とするのが好ましく、０．３５％以下とするのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合は、Ｃｕ含有量を０．０１％以上とすることが好ましく、０．０２％以上とすることがより好ましく、０．０５％以上とすることがさらに好ましい。

[0051] Ｎｉ：０～０．５０％

Ｎｉは、鋼の焼入れ性を高めることで強度および靭性を向上させる効果を有する元素である。そのため、必要に応じてＮｉを含有させてもよい。しかし、Ｎｉ含有量が０．５０％を超えてもその効果は飽和する上に、合金コストの上昇を招く結果となる。したがって、含有させる場合のＮｉ含有量は０．５０％以下とする。Ｎｉ含有量は０．４０％以下とするのが好ましく、０．３５％以下とするのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合は、Ｎｉ含有量を０．０１％以上とすることが好ましく、０．０２％以上とすることがより好ましく、０．０５％以上とすることがさらに好ましい。

[0052] Ｖ：０～０．１５％

Ｖは、焼戻し時に微細な炭化物（ＶＣ）として析出して、焼戻し軟化抵抗を高め、高温焼戻しを可能とし、鋼の高強度化および高靭性化に寄与する元素である。そのため、必要に応じてＶを含有させてもよい。しかし、Ｖ含有量が０．１５％を超えるとかえって靭性の低下を招くため含有させる場合のＶ含有量は０．１５％以下とする。Ｖ含有量は０．１２％以下とするのが好ましく、０．１０％以下とするのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合は、Ｖ含有量を０．０２％以上とすることが好ましく、０．０４％以上とすることがより好ましい。

[0053] 本発明の燃料噴射管用鋼管の化学組成において、残部はＦｅおよび不純物である。ここで「不純物」とは、鋼を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0054] ２．金属組織

本発明に係る燃料噴射管用鋼管の肉厚中央部における金属組織は、実質的に焼戻しマルテンサイト組織または焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトとの混合組織からなるものである。具体的には、上記金属組織は、焼戻しマルテンサイト、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトを含み、かつ焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が９５％以上である。

[0055] 組織中にフェライト・パーライト組織が存在すると、介在物起点の破損が解消されたとしても、局所的に硬さの低いフェライト相を起点として破損が生じるため、巨視的な硬さおよび引張強さから期待される限界内圧が得られない。また、焼戻しマルテンサイトを含まない組織またはフェライト・パーライト組織では高い引張強さを確保することが困難になる。

[0056] また、疲労強度を向上させるためには、組織を微細化する必要があり、具体的には、旧オーステナイト粒度番号を９．０以上とする必要がある。粒度番号が９．０未満の細粒化が不十分な鋼管では、組織の疲労強度が低下するため、介在物が起点とならなくても限界内圧が低下するためである。旧オーステナイト粒度番号は１０．０以上であるのが好ましい。なお、粒度番号は、ＡＳＴＭ　Ｅ１１２の規定によるものである。

[0057] さらに、超高サイクル領域における疲労強度を向上させるためには、酸化物等の介在物の寸法を低減するとともに、これにトラップされる水素を低減させる必要がある。本発明者らが種々の材料を用いて調査を行った結果、介在物の粒径のばらつきを小さくすることで、焼戻し等の加熱処理において効率的に介在物にトラップされる水素を低減でき、超高サイクル領域における疲労強度低下を抑制できることを見出した。

[0058] また、従来から言われているように最も粗大な介在物の寸法を低減すれば高サイクル領域の疲労強度を向上できることから、粗大な介在物の形成の防止と、介在物の粒径のばらつき低減の組み合わせによって、超高サイクル領域における疲労強度を向上させることができる。

[0059] 本発明においては、以下の条件を満足するよう、介在物の寸法を制御するものとする。まず、鋼管の長手方向に垂直な断面から、面積が０．４ｍｍ^{2}の任意の視野を２０か所選択する。そして、２０か所の視野において光学顕微鏡を用いて介在物の観察を行い、それぞれの視野において観察される介在物の面積を測定する。そして、２０か所の各視野における介在物の面積の平方根の最大値をそれぞれa_n（ｎ＝１～２０）とする。この時に、a_nの最大値a_{max}を３０．０μｍ以下とし、かつa_nの平均値a_{av}がa_{max}の４０％以上とする。

[0060] 厳密な機構については解明には至っていないが、鋼中に存在する介在物の寸法が上記規定を満足することによって、焼戻し等の加熱処理において効率的に介在物にトラップされる水素を低減でき、疲労破壊の起点になり得る粗大介在物の量も低減されることから、超高サイクル領域における疲労強度を向上しているものと推測される。

[0061] ３．機械的性質

本発明に係る燃料噴射管用鋼管の肉厚中央部における硬さは、３５０～４６０ＨＶ１である。上記硬さが３５０ＨＶ１未満では、十分な強度および限界内圧を得ることができない。一方、上記硬さが４６０ＨＶ１を超えると、疲労強度が顕著に低下する。なお、「ＨＶ１」は、試験力を９．８Ｎ（１ｋｇｆ）として、ビッカース硬さ試験を実施した場合の「硬さ記号」を意味する（ＪＩＳ　Ｚ　２２４４：２００９を参照）。

[0062] 肉厚中央部における硬さが３５０ＨＶ１以上となることによって、１１００ＭＰａ以上の引張強さと３５０ＭＰａ以上の限界内圧とが得られる。限界内圧が３５０ＭＰａ以上となることによって、破壊疲労に対する安全性を確保することが可能になる。１２００ＭＰａ以上の引張強さを得たい場合には、上記硬さは４００ＨＶ１以上であることが好ましい。

[0063] なお、本発明において、限界内圧とは、内圧疲労試験において最低内圧を１８ＭＰａとして、時間に対して正弦波をとる繰返し内圧変動を与え、繰返し数が１０^{7}回になっても破損（リーク）が生じない最高内圧（ＭＰａ）を意

味する。具体的には、縦軸を最大内圧とし、横軸を破損繰返し数としたＳ－Ｎ線図上で、破損が生じた最大内圧の最小値と、１０^{7}回になっても破損しなかった最大値の中間値を限界内圧とする。

[0064] ４．寸法

本発明に係る燃料噴射管用鋼管の寸法については特に制限は設けない。しかしながら、一般的に燃料噴射管は使用時における内部の圧力変動を少なくするために、ある程度の容量が必要となる。そのため、本発明に係る燃料噴射管用鋼管の内径は２．５ｍｍ以上であることが望ましく、３．０ｍｍ以上であることがより望ましい。また、燃料噴射管は高い内圧に耐える必要があるため、鋼管の肉厚は１．５ｍｍ以上であることが望ましく、２．０ｍｍ以上であることがより望ましい。一方、鋼管の外径が大きすぎる場合、曲げ加工等が困難になる。そのため、鋼管の外径は２０ｍｍ以下であることが望ましく、１０ｍｍ以下であることがより望ましい。

[0065] さらに、高い内圧に耐えるためには、鋼管の内径が大きいほどそれに応じて肉厚を大きくすることが望ましい。鋼管の内径が一定であれば、肉厚が大きくなるに従い、鋼管の外径も大きくなる。すなわち、高い内圧に耐えるためには、鋼管の内径が大きいほど鋼管の外径も大きくすることが望ましい。燃料噴射管用鋼管として十分な限界内圧を得るためには、鋼管の外径および内径は下記（ｉ）式を満足することが望ましい。

Ｄ／ｄ≧１．５　　　・・・（ｉ）

但し、上記（ｉ）式中のＤは燃料噴射管用鋼管の外径（ｍｍ）、ｄは内径（ｍｍ）である。

[0066] なお、上記の鋼管の外径および内径の比であるＤ／ｄは２．０以上であることがより望ましい。一方、Ｄ／ｄの上限は特に設けないが、その値が過大であると曲げ加工が困難になることから、３．０以下であることが望ましく、２．８以下であることがより望ましい。

[0067] ５．製造方法

本発明に係る燃料噴射管用鋼管の製造方法について特に制限はないが、例

えば、継目無鋼管から製造する場合、以下の方法で予め介在物を抑制した鋼塊を準備し、その鋼塊からマンネスマン製管等の手法で素管を製造し、冷間加工により所望の寸法形状にした後、熱処理をすることによって、製造することができる。

[0068] 介在物の形成を抑制するためには、上述のように化学組成を調整すると共に、鋳込み時の鋳片の断面積を大きくすることが好ましい。鋳込み後、凝固するまでの間に大きな介在物は浮上するからである。鋳込み時の鋳片の断面積は２００，０００ｍｍ^{2}以上であることが望ましい。さらに、鋳造速度を遅くすることにより、軽い非金属介在物をスラグとして浮上させて鋼中の非金属介在物そのものを減少させることができる。例えば、連続鋳造においては鋳込み速度０．３～０．７ｍ／ｍｉｎで実施できる。

[0069] また、介在物の浮上分離を促進するため、タンディッシュヒータ等を採用することで、鋳込み温度を制御することが好ましい。この際のタンディッシュ内の溶鋼保持温度は、１５４０℃以上とすることが好ましい。溶鋼段階でこれらの方法に基づき粗大な介在物を除去することで、本発明の規定を満足するよう、介在物の寸法を制御することが可能となる。

[0070] このようにして得られた鋳片から、例えば分塊圧延等の方法で製管用のビレットを準備する。そして、例えば、マンネスマン－マンドレルミル製管法で穿孔圧延、延伸圧延を行い、ストレッチレデューサー等による定径圧延で所定の熱間製管の寸法に仕上げる。次いで、冷間引抜加工を数回繰り返して、所定の冷間仕上げの寸法とする。冷間引抜きにあたっては、その前に、またはその中間で応力除去焼鈍を行うことで冷間引抜加工を容易にすることができる。また、プラグミル製管法等、他の製管法を用いることも可能である。

[0071] このようにして、最終の冷間引抜加工を行った後、目的とする燃料噴射管としての機械特性を充足させるため、焼入れおよび焼戻しの熱処理を行う。

[0072] 焼入れ処理においては、少なくともＡｃ$_3$変態点＋３０℃以上の温度に加熱、急冷を行うのが好ましい。加熱温度がＡｃ$_3$変態点＋３０℃未満では、オー

ステナイト化が不完全となる結果、焼入れによるマルテンサイト形成が不十分となり、所望の引張強さを得ることができないおそれがあるためである。一方、加熱温度は、１１５０℃以下とすることが好ましい。加熱温度が１１５０℃を上回るとγ粒の粗大化が生じやすくなるためである。加熱温度は、１０００℃以上とすることがより好ましい。

[0073] Ac_3変態点は、非特許文献２に記載の下記式に従って算出する。

$$Ac_3\ (℃) = 912 - 230.5C + 31.6Si - 20.4Mn - 39.8Cu - 18.1Ni - 14.8Cr + 16.8Mo$$

但し、上記式中の元素記号は、鋼材中に含まれる各元素の含有量（質量%）を表し、含有されない場合には０を代入するものとする。

[0074] 焼入れ時の加熱方法は、特に限定されるものではないが、高温長時間の加熱は、保護雰囲気でない場合においては、鋼管表面に生成するスケールが多くなり、寸法精度および表面性状の低下に繋がる。また、加熱速度が遅くなると、旧γ粒径を微細化することが困難となる。したがって、ウォーキングビーム炉等、炉加熱での加熱は好ましくない。

[0075] 加熱方式として高周波誘導加熱方法または直接通電加熱方法を採用すれば、短時間保持の加熱を実現することができ、鋼管表面に発生するスケールを最小に抑制することが可能となるため好ましい。また、加熱速度を大きくすることで旧γ粒の微細粒化を実現しやすくなるので有利である。加熱速度は、２５℃／ｓ以上とするのが好ましく、５０℃／ｓ以上とするのがより好ましく、１００℃／ｓ以上とするのがさらに好ましい。スケール抑制の観点からは、加熱雰囲気として、酸素ポテンシャルの低い雰囲気または非酸化性の還元雰囲気が好ましい。

[0076] 焼入れ時の冷却については、所望の強度を安定かつ確実に得るために、５００～８００℃の温度範囲における冷却速度を５０℃／ｓ以上とすることが好ましく、１００℃／ｓ以上とすることがより好ましく、１２５℃／ｓ以上とすることがさらに好ましい。冷却方法としては、水焼入れ等の急冷処理を用いるのが好ましい。

[0077] 急冷されて常温まで冷却された鋼管は、そのままの状態では硬くて脆いため、焼戻しするのが好ましい。但し、焼戻しの温度が４５０℃を超えると、硬さの低下が著しく、所望の強度を得ることが困難になる。一方、焼戻し温度が２５０℃未満では焼戻しが不十分となりやすく、靭性および加工性が不十分になるおそれがある上に、介在物にトラップされた水素の低減が不十分となる。したがって、焼戻し温度は２５０～４５０℃とすることが好ましく、３００～４２０℃とすることがさらに好ましい。焼戻し温度での保持時間は特に限定されるものではないが、通常は１０～１２０ｍｉｎ程度である。なお、焼戻しの後、適宜ストレートナー等で曲がりを矯正してもよい。

[0078] 本発明の燃料噴射管用鋼管は、例えばその両端部分に接続頭部を形成することで、高圧燃料噴射管とすることができる。

[0079] 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

[0080] 表１に示す化学成分を有する１３種の鋼素材を製造した。表２に示すように、鋼Ｄを用いた試験Ｎｏ．９を除く鋼素材については、転炉および連続鋳造により製造し、試験Ｎｏ．９についてはラボ溶解炉によって製造した。

[0081] 試験Ｎｏ．９以外については、いずれも、連続鋳造では鋳込み時の鋳造速度を０．５ｍ／ｍｉｎとし、鋳片の断面積を２００，０００mm^2以上とした。また、そのうち試験Ｎｏ．８（鋼Ｃ）を除く鋼素材については、タンディッシュヒータを使用し、溶鋼温度を１５４０℃以上に保持した。試験Ｎｏ．８（鋼Ｃ）については、タンディッシュヒータを使用しなかった。

[0082]

[表1]

表1

鋼種	化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不純物)																Ac_3 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	O	Ca	Al	N	Ti	Nb	Cr	Mo	Cu	Ni	V	
A	0.20	0.31	1.42	0.014	0.0030	0.0010	0.0001	0.037	0.0032	0.010	0.031	0.06	0.18	0.02	0.02	0.06	848
B	0.27	0.31	1.42	0.013	0.0028	0.0009	0.0001	0.035	0.0036	0.011	0.030	0.05	0.20	0.02	0.02	0.06	832
C	0.21	0.30	1.41	0.012	0.0032	0.0009	0.0001	0.039	0.0036	0.010	0.030	0.05	0.20	0.02	0.02	0.05	846
D	0.20	0.31	1.38	0.013	0.0033	0.0021	0.0001	0.038	0.0045	0.012	0.031	0.06	0.19	0.02	0.01	0.06	849
E	0.23	0.23	1.55	0.009	0.0015	0.0014	0.0002	0.025	0.0028	0.013	0.034	-	-	-	-	-	835
F	0.21	0.28	1.39	0.010	0.0025	0.0011	0.0002	0.022	0.0038	0.012	0.029	-	0.24	-	-	0.07	848
G	0.20	0.31	1.42	0.014	0.0030	0.0010	-	0.023	0.0032	0.010	0.031	0.06	0.18	-	-	0.06	849
H	0.18	0.23	1.33	0.011	0.0015	0.0013	-	0.024	0.0033	0.013	0.025	0.25	-	-	-	-	847
I	0.20	0.29	1.40	0.012	0.0030	0.0015	0.0002	0.020	0.0046	0.011	0.030	-	-	0.28	0.33	-	829
J	0.15	0.22	0.51	0.011	0.0012	0.0012	0.0001	0.015	0.0030	0.008	0.022	0.76	0.30	-	-	-	868
K	0.21	0.33	1.43	0.014	0.0040	0.0012	0.0001	0.017	0.0044	0.020	0.035	0.05	0.18	-	-	0.06	847
L	0.21	0.26	1.40	0.013	0.0012	0.0017	-	0.025	0.0030	0.003	0.013	0.11	0.12	-	-	0.05	844
M	0.18	0.30	1.40	0.013	0.0060	0.0010	0.0001	0.026	0.0045	0.007	-	0.08	0.02	-	-	0.08	851

Ac_3 (°C)=912-230.5×C+31.6×Si-20.4×Mn-39.8×Cu-18.1×Ni-14.8×Cr+16.8×Mo

[0083] [表2]

表2

試験No.	鋼種	タンディッシュヒーター	焼入れ		焼戻し		旧γ粒度番号	a_{max} (μm)	a_{av}/a_{max} (%)	ビッカース硬さ (HV1)	引張強さ (MPa)	限界内圧 (MPa)	回転曲げ疲労特性			
			温度 (°C)	加熱方式†	温度 (°C)	時間 (min)							時間強度 (MPa)		$\sigma(1\times10^9)/\sigma(1\times10^7)$	
													1×10^7回	1×10^9回		
1	A	有	1100	(IH)→WQ	640	10	10.2	8.3	60	304	975	320	580	580	1.00	比較例
2	A	有	1100	(IH)→WQ	470	10	10.2	8.3	60	340	1083	340	640	640	1.00	
3	A	有	1100	(IH)→WQ	420	10	10.2	8.3	60	360	1130	>350	670	670	1.00	本発明例
4	A	有	1100	(IH)→WQ	340	10	10.2	8.3	60	417	1276	>350	760	760	1.00	
5	A	有	1100	(IH)→WQ	150	10	10.2	8.3	60	492	1469	>350	810	770	0.95	比較例
6	B	有	1100	(IH)→WQ	340	10	9.5	9.7	64	433	1324	>350	760	760	1.00	本発明例
7	B	有	1100	(IH)→WQ	150	10	9.5	9.7	64	555	1647	>350	930	800	0.86	比較例
8	C	無	1100	(IH)→WQ	340	10	10.0	26.3	35	410	1236	>350	740	710	0.96	
9	D	ラボ溶解炉	1100	(IH)→WQ	340	10	9.9	39.0	46	418	1259	>350	730	690	0.95	
10	A	有	1000	(炉)→WQ	340	10	8.4	8.3	60	421	1289	340	690	690	1.00	
11	A	有	1100	(炉)→WQ	340	10	7.3	8.3	60	433	1310	320	640	640	1.00	
12	E	有	1100	(IH)→WQ	340	10	10.2	9.3	61	417	1296	>350	770	770	1.00	本発明例
13	F	有	1100	(IH)→WQ	340	10	10.0	8.5	72	422	1304	>350	770	770	1.00	
14	G	有	1100	(IH)→WQ	340	10	9.9	9.1	56	403	1253	>350	740	740	1.00	
15	H	有	1100	(IH)→WQ	340	10	9.8	7.3	59	395	1202	>350	710	710	1.00	
16	I	有	1100	(IH)→WQ	340	10	10.0	10.3	48	409	1263	>350	740	740	1.00	
17	J	有	1100	(IH)→WQ	340	10	9.7	8.1	63	349	1069	340	620	620	1.00	比較例
18	K	有	1100	(IH)→WQ	340	10	10.4	34.0	38	425	1310	310	680	650	0.96	
19	L	有	1100	(IH)→WQ	340	10	8.8	10.5	52	399	1236	300	650	650	1.00	
20	M	有	1100	(IH)→WQ	340	10	8.7	9.6	56	376	1158	280	600	600	1.00	

† (IH)→WQは、高周波加熱後急冷を意味し、(炉)→WQは、炉内で10min保持後急冷を意味する。

[0084] 上記鋼素材から製管用ビレットを製造し、マンネスマン－マンドレル製管法で穿孔圧延、延伸圧延を行い、ストレッチレデューサー定径圧延により、外径３４ｍｍ、肉厚４．５ｍｍの寸法に熱間製管した。この熱間仕上げされた素管を抽伸するために、まず素管先端を口絞りし、潤滑剤を塗布した。続いて、ダイスおよびプラグを用いて引抜加工を行い、必要に応じて軟化焼鈍を行い、徐々に管径を縮小し、外径８．０ｍｍ、内径４．０ｍｍの鋼管に仕上げた。

[0085] そして、表２に示す条件で焼入れ焼戻し処理を行い、外内表面のスケール除去・平滑化処理を行った。この時焼入れ処理は、表２中の試験Ｎｏ．１～９および１２～２０では１００℃／ｓの昇温速度で１１００℃まで高周波加熱し、５０℃／ｓ以上で急冷（保持時間５ｓ以下）し、試験Ｎｏ．１０および１１では、それぞれ１０００℃および１１００℃で１０ｍｉｎ保持した後、５０℃／ｓ以上で水冷する条件で行った。焼戻し処理は、１５０～６４０℃で１０ｍｉｎ保持後放冷の条件で行った。具体的な焼戻し温度は表２に併記する。

[0086] 得られた鋼管に関して、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１（２０１１）に規定の１１号試験片による引張試験を行い、引張強さを求めた。なお、鋼管に十分な長さの直管部がない場合は、非特許文献１に示されるような薄肉ダンベル形状の小型試験片を切り出して引張試験を行ってもよい。

[0087] また、各鋼管から組織観察用の試料を採取し、管軸方向に垂直な断面を機械研磨した。エメリーペーパーとバフで研磨後、ナイタール腐食液を用いて、実質的に焼戻しマルテンサイト単相または焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトとの混合組織であることを確認した。すなわち、いずれの組織においても、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が９５％以上であった。

[0088] そして、再度バフ研磨した後、ピクラール腐食液を用いて、観察面内の旧γ結晶粒界を現出させた。その後、ＡＳＴＭ　Ｅ１１２に準拠して、観察面の旧オーステナイト結晶粒度番号を求めた。なお、旧オーステナイト結晶粒

度番号は焼戻しによっては変化しないので、鋼種と焼入れ条件が同じ試験Ｎｏ．１～５については試験Ｎｏ．４の測定値を、試験Ｎｏ．６および７については試験Ｎｏ．６の測定値を代表値とした。

[0089] また、以下の手順に従い、介在物の観察を行った。まず、得られた鋼管の長手方向に垂直な断面から、面積が０．４mm^2の任意の視野を２０か所選択した。そして、２０か所の視野において光学顕微鏡を用いて介在物の観察を行い、それぞれの視野において観察される介在物の面積を測定した。そして、２０か所の各視野における介在物の面積の平方根の最大値をそれぞれa_n（ｎ＝１～２０）とし、a_nの最大値a_{max}および平均値a_{av}を求め、a_{av}/a_{max}の値を算出した。

[0090] 次に、鋼管の肉厚中央部において、ＪＩＳ　Ｚ　２２４４（２００９）に基づくビッカース硬さの測定を行った。試験力は９．８Ｎ（１ｋｇｆ）とした。

[0091] 内圧疲労試験は、以下の手順により実施した。まず、各鋼管を長さ２００ｍｍに切断し、管端加工を施し、内圧疲労試験用噴射管試験片とした。疲労試験は、試料の片側端面をシールし、もう片側端面より試料内部に圧力媒体として作動油を封入し、封入部の内圧を最大内圧から最小１８ＭＰａの範囲で、時間に対して正弦波をとるように繰返し変動させるものである。内圧変動の周波数は８Ｈｚとした。内圧疲労試験の結果として繰返し数が10^7回になっても破損（リーク）が起こらない最大内圧を限界内圧として評価した。

[0092] さらに、図１に示す形状の試験片を作製し、回転曲げ疲労試験を以下の手順で行った。具体的には、長さ１００ｍｍの直管形状の試料を切り出し、中央部にＲ７ｍｍの切欠きを設け、切欠き底の直径を５ｍｍとした。回転曲げ疲労試験は、片持ち回転曲げ疲労試験機を用いて行った。すなわち、試料の片端をモーターの回転軸に固定し、もう片端に軸受を介して重錘を吊るす方式にて、疲労試験を行った。

[0093] 環境は室温・大気中とし、試験応力については、重錘から計算される公称応力に、ひずみゲージで実測して得た応力集中係数を乗じて設定した。試験

周波数は５２Ｈｚである。数段階の試験応力にて疲労試験を行い、破断または１×１０^{9}回で破断しなかった場合は、そこで打切りとした。

[0094] 疲労試験結果より、１×１０^{7}回および１×１０^{9}回に対する時間強度を以下の手順で求めた。すなわち、時間強度の繰返し数より短寿命で破断したデータのうち、最も低い試験応力（最小破断応力）と、時間強度の繰返し数の時点で未破断であったデータのうち、最も高い試験応力（最大未破断応力）を求めた。最小破断応力が最大未破断応力より低い場合は、両者の平均値の応力、最小破断応力が最大未破断応力より高い場合は最小破断応力を、時間強度とした。そして、超高サイクル領域における疲労強度低下の指標として、１×１０^{9}回に対する時間強度を、１×１０^{7}回に対する時間強度で除した値を採用した。

[0095] それらの結果を表２に併記する。

[0096] 表２に示すように、本発明の規定を満足する試験Ｎｏ．３、４、６および１２～１６では、高い限界内圧と優れた疲労特性を有することが分かる。これに対して、試験Ｎｏ．１、２、５、７～１１および１７～２０は、本発明の規定のいずれかを満足しない比較例である。

[0097] 具体的には、試験Ｎｏ．１および２では、焼戻し温度が高く、硬さが低下したため、限界内圧も劣る結果となった。一方、試験Ｎｏ．５および７では、焼戻し温度が低く、硬さが過剰であり、介在物にトラップされた水素が多く存在したため、超高サイクル領域における疲労特性が劣化する結果となった。

[0098] また、試験Ｎｏ．８では、タンディッシュヒータによる鋳込み温度の制御を行わず、試験Ｎｏ．９ではラボ溶解炉を用い、十分に介在物の除去を行わなかった。そのため、a_{max}またはa_{av}／a_{max}が規定から外れ、すなわち、粗大介在物が存在し、これに水素がトラップされた状態であった。その結果、超高サイクル領域における疲労特性が劣化する結果となった。試験Ｎｏ．１０および１１では、旧γ粒径が大きくなったため、限界内圧が劣る結果となった。

[0099] さらに、試験Ｎｏ．１７では、Ｃ含有量が低すぎるため、硬さが低く、限界内圧も劣る結果となった。試験Ｎｏ．１８では、Ｔｉ含有量が高すぎるため、粗大なＴｉ－Ａｌ複合介在物が生じやすくなり、a_{max}が規定から外れ、限界内圧および超高サイクル領域における疲労特性のいずれもが劣化する結果となった。そして、試験Ｎｏ．１９では、ＴｉおよびＮｂの含有量がいずれも低く、試験Ｎｏ．２０では、Ｎｂを含まなかったため、いずれも旧γ粒径が大きくなり、限界内圧が劣る結果となった。

産業上の利用可能性

[0100] 本発明によれば、１１００ＭＰａ以上の引張強さを有すると共に、超高サイクル領域において高い疲労強度を有する燃料噴射管用鋼管を得ることが可能となる。したがって、本発明に係る燃料噴射管用鋼管は、特に自動車用の燃料噴射管として好適に用いることができる。

請求の範囲

[請求項1] 燃料噴射管用の鋼管であって、

前記鋼管の化学組成が、質量%で、

Ｃ：０．１７～０．２７%、

Ｓｉ：０．０５～０．４０%、

Ｍｎ：０．３０～２．００%、

Ｐ：０．０２０%以下、

Ｓ：０．０１００%以下、

Ｏ：０．００４０%以下、

Ｃａ：０．００１０%以下、

Ａｌ：０．００５～０．０６０%、

Ｎ：０．００２０～０．００８０%、

Ｔｉ：０．００５～０．０１５%、

Ｎｂ：０．０１５～０．０４５%、

Ｃｒ：０～１．００%、

Ｍｏ：０～１．００%、

Ｃｕ：０～０．５０%、

Ｎｉ：０～０．５０%、

Ｖ：０～０．１５%、

残部：Ｆｅおよび不純物であり、

前記鋼管の肉厚中央部における金属組織が、焼戻しマルテンサイト、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトを含み、かつ焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの合計面積率が９５％以上であり、

焼戻しマルテンサイト、または焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの旧オーステナイト粒度番号が９．０以上であり、

前記鋼管の肉厚中央部における硬さが、３５０～４６０ＨＶ１であり、

前記鋼管の長手方向に垂直な断面から、面積が０．４ｍｍ^{2}の任意の視野を２０か所選択し、各視野において観察される介在物の面積の平方根の最大値をそれぞれa_n（ｎ＝１～２０）とした際に、a_nの最大値a_{max}が３０．０μｍ以下であり、かつa_nの平均値a_{av}がa_{max}の４０％以上である、

燃料噴射管用鋼管。

[請求項2] 前記鋼管の化学組成が、質量％で、

Ｃｒ：０．０３～１．００％、

Ｍｏ：０．０３～１．００％、

Ｃｕ：０．０１～０．５０％、

Ｎｉ：０．０１～０．５０％、および

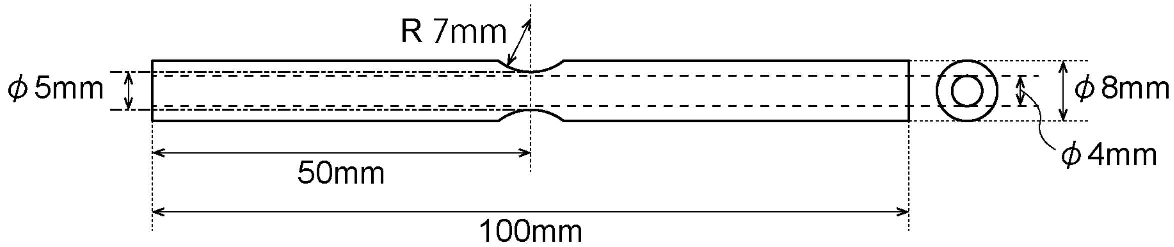
Ｖ：０．０２～０．１５％、

から選択される１種以上を含有する、

請求項１に記載の燃料噴射管用鋼管。

[請求項3] 請求項１または請求項２に記載の燃料噴射管用鋼管を用いた燃料噴射管。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2020/005434

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
B21B 23/00(2006.01)i; C21D 9/08(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i
FI: C22C38/00 301Z; C22C38/58; B21B23/00 B; C21D9/08 E
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)
B21B23/00; C21D9/00-9/44; C21D9/50; 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	1971-2020
Registered utility model specifications of Japan	1996-2020
Published registered utility model applications of Japan	1994-2020

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2015/129617 A1 (USUI CO., LTD.) 03.09.2015 (2015-09-03) entire text, all drawings	1-3
A	JP 2010-106353 A (USUI CO., LTD.) 13.05.2010 (2010-05-13) entire text, all drawings	1-3
A	JP 2011-084813 A (USUI CO., LTD.) 28.04.2011 (2011-04-28) entire text, all drawings	1-3
A	WO 2016/038809 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 17.03.2016 (2016-03-17) entire text, all drawings	1-3
A	WO 2016/103538 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 30.06.2016 (2016-06-30) entire text, all drawings	1-3
A	JP 2010-024503 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 04.02.2010 (2010-02-04) entire text, all drawings	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
20 April 2020 (20.04.2020)	28 April 2020 (28.04.2020)

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application no.
PCT/JP2020/005434

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2015/129617 A1	03 Sep. 2015	US 2016/0369759 A1 the whole document	
JP 2010-106353 A	13 May 2010	US 2011/0209803 A1 the whole document	
JP 2011-084813 A	28 Apr. 2011	(Family: none)	
WO 2016/038809 A1	17 Mar. 2016	US 2017/0275715 A1 the whole document	
WO 2016/103538 A1	30 Jun. 2016	US 2017/0349964 A1 the whole document	
JP 2010-024503 A	04 Feb. 2010	(Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP2020/005434

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

B21B 23/00(2006.01)i; C21D 9/08(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i
FI: C22C38/00 301Z; C22C38/58; B21B23/00 B; C21D9/08 E

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））

B21B23/00; C21D9/00- 9/44; C21D9/50; 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	１９７１－２０２０年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２０年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２０年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2015/129617 A1 (臼井国際産業株式会社) 03.09.2015 (2015 - 09 - 03) 全文、全図	1-3
A	JP 2010-106353 A (臼井国際産業株式会社) 13.05.2010 (2010 - 05 - 13) 全文、全図	1-3
A	JP 2011-084813 A (臼井国際産業株式会社) 28.04.2011 (2011 - 04 - 28) 全文、全図	1-3
A	WO 2016/038809 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 17.03.2016 (2016 - 03 - 17) 全文、全図	1-3
A	WO 2016/103538 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 30.06.2016 (2016 - 06 - 30) 全文、全図	1-3
A	JP 2010-024503 A (住友金属工業株式会社) 04.02.2010 (2010 - 02 - 04) 全文、全図	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抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
"X" 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
"Y" 特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
"&" 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
20.04.2020	28.04.2020

名称及びあて先
日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）
太田　一平 4K 3841
電話番号 03-3581-1101 内線 3477

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2020/005434

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2015/129617 A1	03.09.2015	US 2016/0369759 A1 the whole document	
JP 2010-106353 A	13.05.2010	US 2011/0209803 A1 the whole document	
JP 2011-084813 A	28.04.2011	（ファミリーなし）	
WO 2016/038809 A1	17.03.2016	US 2017/0275715 A1 the whole document	
WO 2016/103538 A1	30.06.2016	US 2017/0349964 A1 the whole document	
JP 2010-024503 A	04.02.2010	（ファミリーなし）	