

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2017年10月5日(05.10.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/169667 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/52 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/009780
- (22) 国際出願日: 2017年3月10日(10.03.2017)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2016-070590 2016年3月31日(31.03.2016) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 増田 智一(MASUDA, Tomokazu). 福住 悠一(FUKUZUMI, Yuichi).
- (74) 代理人: 鮫島 睦, 外(SAMEJIMA, Mutsumi et al.);
〒5300017 大阪府大阪市北区角田町8番1号梅田阪急ビルオフィスタワー青山特許事務所
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, 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, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: STEEL WIRE MATERIAL, AND METHODS RESPECTIVELY FOR PRODUCING STEEL WIRE MATERIAL AND STEEL WIRE

(54) 発明の名称: 鋼線材ならびに鋼線材および鋼線の製造方法

(57) Abstract: A steel wire material comprising 0.5 to 0.9% by mass of C, 1.5 to 2.5% by mass of Si, 0.1 to 0.6% by mass of Mn, 0.05% by mass or less (excluding 0% by mass) of P, 0.05% by mass or less (excluding 0% by mass) of S, 1.2 to 2.5% by mass of Cr, 0.2 to 0.6% by mass of V and a remainder made up by Fe and unavoidable impurities, wherein the largest diameter of particles of a spheroidized carbide is 100 nm or less in a portion of the steel wire material which is located at a depth of 0.5 mm from the surface of the steel wire material, the areal fraction of particles of the spherical carbide, each of which has a longer diameter of 100 nm or less, relative to the whole area of the carbide is 90% or more, the largest diameter of particles of a V-containing carbonitride is 20 nm or less, and the number density of particles of the V-containing carbonitride, each of which has a longer diameter of 20 nm or less, is 30 particles/ μm^2 or more.

(57) 要約: C: 0.5~0.9質量%、Si: 1.5~2.5質量%、Mn: 0.1~0.6質量%、P: 0.05質量%以下(0質量%を含まず)、S: 0.05質量%以下(0質量%を含まず)、Cr: 1.2~2.5質量%、およびV: 0.2~0.6質量%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、表面から深さ0.5mmまでの部分において、球状炭化物の最大径が100nm以下であり、炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上であり、V系炭窒化物の最大径が20nm以下であり、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/ μm^2 以上である鋼線材である。

WO 2017/169667 A1

明 細 書

発明の名称： 鋼線材ならびに鋼線材および鋼線の製造方法

技術分野

[0001] 本開示は、鋼線材、ならびに鋼線材および鋼線の製造方法、とりわけ、弁ばねおよびクラッチばねのような、優れた靱性と高い疲労強度が要求されるばね等に用いるばね用鋼線の素材として用いることができる鋼線材、ならびに鋼線材および鋼線の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車の軽量化や自動車エンジンの高出力化に伴い、エンジン、クラッチ（トルクコンバータを含む）、燃料噴射装置などに使用される、弁ばねおよびクラッチばね等のばねには、高応力化が求められている。特に、ばねへの負荷応力の増大に伴ってより高い疲労強度、すなわち、内部欠陥等に起因する疲労破壊が生じにくいばねが要求されている。

[0003] これらのばねにはオイルテンパー線（以下、「鋼線」と呼ぶ場合がある）が用いられている。

オイルテンパー線の組織は、焼戻しマルテンサイト組織が主体で、高い強度を確保することが容易であり、また疲労強度や耐へたり性に優れるという利点がある。しかし、高強度化に伴って靱性が低下し、介在物等の内部欠陥または疵等の表面欠陥に対する感受性が高くなり、ばね使用中の疲労折損および加工中折損が生じやすくなる傾向がある。

最近では、エンジンバルブおよび燃料噴射用装置に用いられるばね用鋼線に対する高応力化の具体例として、従来の１００～１０００倍である数億～数１０億回程度の繰返し数においても十分な耐疲労性がえられる高い疲労強度が求められている。これと同時に、ばね加工時に折損が生じないように優れた靱性を有することも求められている。

[0004] このような要求に対してこれまでに以下のような技術が提案されている。

例えば特許文献１では焼入れ焼戻し後のＶ炭化物を適切な量に制御するこ

とで、高い強度および高い靱性を有するばね用鋼を開示している。

また、特許文献2ではC r含有炭窒化物を制限することで高い疲労特性を有する鋼材を開示している。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特許第5 1 1 4 6 6 5号公報

特許文献2：特開2 0 1 5－1 9 6 8 4 0号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] しかし、特許文献1に記載の焼入れ焼戻しによるV炭化物の制御では、焼戻し時に析出する炭化物の析出サイトが制限されるため、十分に高い靱性が得られない場合がある。

また、特許文献2では、C r含有量が0. 2質量%以下に制限されているため、弁ばね製造の際に窒化処理を行うと軟化（強度低下）が大きいため耐疲労性が十分でない場合がある。

[0007] 本開示は、上記の問題点に着目してなされたものであって、優れた耐疲労性と優れた靱性を有する鋼線の素材となる鋼線材を提供することを目的とする。また、優れた耐疲労性と優れた靱性を有する鋼線の製造方法および当該鋼線の素材となる鋼線材の製造方法を提供することも目的とする。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明の1つの実施形態に係る鋼線材は、C：0. 5～0. 9質量%、Si：1. 5～2. 5質量%、Mn：0. 1～0. 6質量%、P：0. 05質量%以下（0質量%を含まず）、S：0. 05質量%以下（0質量%を含まず）、C r：1. 2～2. 5質量%、およびV：0. 2～0. 6質量%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、表面から深さ0. 5mmまでの部分において、球状炭化物の最大径が100nm以下であり、炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上であ

り、V系炭窒化物の最大径が20nm以下であり、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/ μm^2 以上である。

[0009] 前記鋼線材は、Cu：0.5質量%以下（0質量%を含まず）、Ni：1.0質量%以下（0質量%を含まず）、およびMo：1.0質量%以下（0質量%を含まず）より成る群から選ばれる1種以上を更に含有してよい。

[0010] 前記鋼線材は、Ti：0.1質量%以下（0質量%を含まず）、およびNb：0.5質量%以下（0質量%を含まず）より成る群から選ばれる1種以上を更に含有してよい。

[0011] 本発明の1つの実施形態に係る鋼線材の製造方法は、C：0.5～0.9質量%、Si：1.5～2.5質量%、Mn：0.1～0.6質量%、P：0.05質量%以下（0質量%を含まず）、S：0.05質量%以下（0質量%を含まず）、Cr：1.2～2.5質量%、およびV：0.2～0.6質量%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼材を準備する工程と、前記鋼材を1150～1300℃に加熱後、1000～1300℃の熱間加工温度で熱間加工する工程と、前記熱間加工後、1000℃以上の制御冷却開始温度から450～600℃の緩冷却開始温度まで、1～5℃/秒の平均冷却速度で冷却する工程と、前記緩冷却開始温度から300℃まで、10～100℃/時間の平均冷却速度で冷却する工程と、を含む。

[0012] 前記鋼材は、Cu：0.5質量%以下（0質量%を含まず）、Ni：1.0質量%以下（0質量%を含まず）、およびMo：1.0質量%以下（0質量%を含まず）より成る群から選ばれる1種以上を更に含有してよい。

[0013] 前記鋼材が、Ti：0.1質量%以下（0質量%を含まず）、およびNb：0.5質量%以下（0質量%を含まず）より成る群から選ばれる1種以上を更に含有してよい。

[0014] 本発明の1つの実施形態に係る鋼線の製造方法は、前記鋼線材または前記鋼線材の製造方法により得られた鋼線材の表面を皮削りする工程と、前記皮削りを行った鋼線材を焼鈍またはパテンティングする工程と、前記焼鈍またはパテンティングした鋼線材を引き抜き加工する工程と、前記引き抜き加工

を行った鋼線材に焼入れ焼戻し処理を行う工程と、を含んでよい。

発明の効果

[0015] 本発明の実施形態により、優れた耐疲労性と優れた靱性を有する鋼線の素材となる鋼線材を提供することが可能となる。また、優れた耐疲労性と優れた靱性を有する鋼線の製造方法および当該鋼線の素材となる鋼線材の製造方法を提供することも可能となる。

発明を実施するための形態

[0016] 以下、本発明の実施の形態について説明する。ただし、以下に説明する実施形態は、本発明の技術思想を具体化するためのものであり、本発明の技術的範囲を限定することを意図したものではないことに留意されたい。

鋼線材において、疲労破壊の起点となる内部欠陥、とりわけ介在物を低減することで、当該鋼線材を用いた鋼線は高い疲労強度を得ることができ、また介在物に起因する加工中等の折損の発生を低減できることが知られている。

介在物の大きさおよび量を低減することは可能であるがしかし、それでも少量の介在物が存在することは不可避であり、ばねとして使用中に付加される応力が高いと少量の介在物であって長期間の作動中に疲労折損が生じることがある。このため、高い疲労強度を得るには内部欠陥に起因する疲労破壊をマトリクスの組織によって抑制することが求められている。また、高い疲労性を得るだけでなく、ばね加工時等の折損を十分に抑制できるように十分な靱性を有することも求められている。

[0017] 疲労破壊では、内部欠陥から発生したき裂は、発生直後は極低速で進展し（極低速き裂進展域）、その後進展速度を上げて破断にいたることが知られている。破断までの寿命のほとんどは、極低速き裂進展域に費やされるため、極低速き裂進展域のき裂進展速度を抑制することができれば、疲労寿命を長くでき、長期間の使用に対して信頼性を向上させることが可能となる。

[0018] このような観点から、発明者らは疲労特性に優れた鋼線を得るべく種々の検討を行った。長期間の使用時の極低速き裂進展域のき裂進展速度を調査し

た結果、1 サイクル（回）当たりのき裂進展速度は原子間距離よりも短いことが明らかとなった。このことは、き裂進展が間欠的であり、また、原子レベルで進展していることを示していると考えられる。このような進展様式においては、原子間距離に対して十分大きな抵抗（ μm オーダーの析出物、介在物など）では、き裂がその周囲を容易にすり抜けることができるため、き裂の進展を抑制することが困難である。

[0019] このような極低速のき裂進展を抑制するには、小さな抵抗（微細析出物、固溶元素）を数多く均一に分散させることが有効である。

発明者らは、詳細を後述するように、成分を所定の範囲とし、圧延等の熱間加工条件を適切に制御することで、球状化炭化物の最大径（長径の最大値）を100nm以下とし、炭化物全体に占める長径100nm以下の球状炭化物の比率を一定以上にでき、かつV系炭窒化物の最大径を20nm以下とし、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が一定以上である鋼線材を得ることができることを見出した。そして、このような鋼線材を用いて得た鋼線が、優れた耐疲労特性および優れた靱性を有することを見いだしたものである。

以下に、本発明の実施形態に係る鋼線材、ならびに鋼線材および鋼線の製造方法の詳細を説明する。

なお、本明細書において、「鋼線材」とは、鋼材に圧延等の熱間成形加工を行い、所定のサイズに加工したものを意味し、「鋼線」とは、引き抜き加工（伸線加工）した後、焼入れ焼戻して得た、所謂、オイルテンパー線を意味する。なお、鋼線材を加工し鋼線を得る際に、引き抜き加工前に、必要に応じて皮削り（シェーピング）および熱処理（例えば、焼鈍またはパテンティング）を行ってよい。

また、本明細書において炭化物の「長径」とは対象なる個々の炭化物において、その最大寸法を意味し、「最大径」とは、対象となる炭化物全体で長径の最大値を意味する。長径および最大径は、例えばTEM像等から測定できる。

[0020] 1. 鋼線材

[球状炭化物の最大径が100nm以下であり、炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上]

本発明の実施形態に係る鋼線材では、その表面から深さ0.5mmの間の領域においては、球状炭化物の最大径が100nm以下である。また、炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上となっている。

鋼線材において、予め長径100nm以下の球状炭化物を形成しておくことで、これら球状炭化物の多くが、鋼線を得るための焼入れ焼もどし処理後もマトリクス中に残存し、鋼線の靱性を向上させ、また耐疲労特性を向上させることができる。

[0021] 球状炭化物の最大径が100nmを超えると、球状炭化物間の距離が広くなりすぎ、焼入れ焼戻し後の球状炭化物の分布の均一性が損なわれるため、疲労き裂が容易に進展するようになる。

耐疲労性能および靱性向上の効果を最大限発揮させるためには、炭化物全体に占める長径が100nm以下の球状炭化物の比率が相当に高い必要があり、具体的には、長径が100nm以下の球状炭化物の炭化物全体に対する面積比が90%以上である。長径が100nm以下の球状炭化物の面積比が90%より低いと、球状炭化物の分布の均一性が損なわれるため、疲労き裂が容易に進展するようになるからである。

[0022] 球状炭化物の最大径が100nmで、且つ炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率を規定する領域を鋼線材の表面から深さ0.5mmまでの部分としたのは、ばねとして用いる場合、高い応力が付与されるのは、鋼線の表面および表面に近い部分であること、およびばね成形（コイルリング）時に鋼線に曲げ応力が付与され、この曲げ応力も鋼線の表面および表面に近い部分が高応力となるためである。すなわち、使用時および加工時に高い応力が付与される部分について規定を行うためである。

なお、上述の球状炭化物の最大径は、好ましくは80nm以下であり、よ

り好ましくは60nm以下である。また、面積分率は、好ましくは92%以上であり、より好ましくは95%以上である。

[0023] また、詳細を後述する組成では、形成される球状炭化物は、主にセメンタイトのFeの一部がCrにより置換された(Fe, Cr)₃Cである。

球状炭化物の最大径、および炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率の測定は、熱間加工方向（例えば、熱間加工が圧延の場合は圧延方向）に垂直な断面（横断面）において、表面から0.5mm以内の領域から抽出レプリカ法にて顕微鏡観察用試料を作製して行う。得られた顕微鏡観察用試料をEDX等の組成分析装置が付属した透過型電子顕微鏡により観察し、Fe以外の元素について、質量比でCおよびCrが、それぞれ10%以上であり、長径（1つの炭化物について、TEM像上でその寸法が最大となる部分の寸法）とその垂直方向の径の比（アスペクト比）が2.0以下のものを球状炭化物として、最大径と面積分率を求める。透過型電子顕微鏡による観察は、5μm×5μm、即ち面積25μm²の視野を3視野以上観察して行う。

なお、必要に応じて画像解析ソフトを用いてよい。

[0024] [表面から深さ0.5mmまでの部分において、V系炭窒化物の最大径が20nm以下であり、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/μm²以上]

本発明の実施形態に係る鋼線材では、その表面から深さ0.5mmの間の領域においては、V系炭窒化物の最大径が20nm以下である。また、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/μm²以上となっている。

鋼線材において、予め長径20nm以下のV系炭窒化物の形成させておくことで、これらV系炭窒化物が、鋼線を得るための焼入れ焼もどし処理後もマトリクス中に残存し、鋼線の靱性を向上させ、また耐疲労特性を向上させることができる。

[0025] V系炭窒化物の長径が20nmよりも大きい、または、V系炭窒化物の個数密度が30個/μm²以上より小さいと、十分な疲労き裂進展抑制効果をえ

ることができない。

V系炭窒化物の最大径は、好ましくは18 nm以下であり、より好ましくは16 nm以下である。V系炭窒化物の個数密度は、好ましくは35個/ μm^2 以上であり、より好ましくは40個/ μm^2 以上である。

[0026] V炭窒化物の最大径を20 nm、個数密度を35個/ μm^2 以上と規定する領域を鋼線材の表面から深さ0.5 mmまでの部分としたのは、球状炭化物の最大径および炭化物全体に対する長径100 nm以下の球状炭化物の面積分率の場合と同じ理由である。

[0027] V系炭窒化物の最大径および個数密度の測定は、熱間加工方向に垂直な断面（横断面）において、表面から0.5 mm以内の領域から抽出レプリカ法にて顕微鏡観察用試料を作製して行う。

得られた顕微鏡観察用試料をEDX等の組成分析装置が付属した透過型電子顕微鏡により観察し、Fe以外の元素について、質量比でVが10%以上であり、NおよびCのピークが認められた析出物をV系炭窒化物とする。V系炭窒化物の最大径を求めるとともに、長径が20 nm以下であるV炭窒化物の個数を求め、観察した視野面積を用いて1 μm^2 あたりの個数密度を求める。必要に応じて画像解析ソフトを用いてよい。

透過型電子顕微鏡による観察は、1.2 $\mu\text{m} \times 1.2 \mu\text{m}$ 、即ち面積1.44 μm^2 の視野を3視野以上観察して行う。

[0028] [組成]

本発明の実施形態に係る鋼線および鋼線材は、C：0.5～0.9質量%、Si：1.5～2.5質量%、Mn：0.1～0.6質量%、P：0.05質量%以下（0質量%を含まず）、S：0.05質量%以下（0質量%を含まず）、Cr：1.2～2.5質量%、およびV：0.2～0.6質量%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる。

[0029] Cu：0.5質量%以下（0質量%を含まず）、Ni：1.0質量%以下（0質量%を含まず）、およびMo：1.0質量%以下（0質量%を含まず）より成る群から選ばれる1種以上を更に含有してよい。

[0030] Ti : 0.1 質量%以下 (0 質量%を含まず) 、および Nb : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず) より成る群から選ばれる 1 種以上を更に含有してよい。

以下に各元素について詳述する。

[0031] (1) C : 0.5 ~ 0.9 質量%

C (炭素) は、鋼線の強度向上に有効な元素であり、さらに球状化炭化物および V 系炭窒化物を得るために必要な元素である。このような効果を有効に発揮させるには、C 含有量は 0.5 質量%以上、好ましくは 0.55 質量%、より好ましくは 0.6 質量%以上である。C 含有量が過剰になると鋼線の強度が高くなりすぎ、必要な靱性を確保することができなくなる。そのため C 含有量は 0.9 質量%以下、好ましくは 0.85 質量%以下、より好ましくは 0.80 質量%以下である。

[0032] (2) Si : 1.5 ~ 2.5 質量%

Si (シリコン) は、鋼線の強度向上に有効な元素である。このような効果を有効に発揮させるには、Si 含有量は 1.5 質量%以上、好ましくは 1.6 質量%以上、より好ましくは 1.7 質量%以上である。一方、Si 含有量が過剰になると強度が高くなりすぎ、鋼線に必要な靱性を確保することができなくなる。そのため Si 含有量は 2.5 質量%以下、好ましくは 2.4 質量%以下、より好ましくは 2.3 質量%以下である。

[0033] (3) Mn : 0.1 ~ 0.6 質量%

Mn (マンガン) は、焼入れ性を向上させて、鋼線の強度を向上させる効果がある。このような効果を有効に発揮させるには、Mn 含有量は 0.1 質量%以上、好ましくは 0.15 質量%以上、より好ましくは 0.20 質量%以上である。一方、Mn 含有量が過剰になると、焼入れ性が高くなりすぎるため、鋼線材の製造時にマルテンサイト等の過冷組織が生成しやすくなり、鋼線を得るための皮削りおよび引抜き加工が困難となる。そのため、Mn 含有量は 0.6 質量%以下、好ましくは 0.55 質量%以下、より好ましくは 0.5 質量%以下である。

[0034] (4) P : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)

P (リン) は不可避不純物であり、その含有量はできるだけ少ない方がよい。P は、結晶粒界に偏析し易い元素であり、靱性を低下させ、鋼線材の加工性を低下させる場合があるため、P の含有量は 0.05 質量%以下とする。P の含有量は、好ましくは 0.04 質量%以下であり、より好ましくは 0.03 質量%以下である。P の含有量は少ないほどよいが、工業的に 0.001 質量%未満とすることは困難であり、量産性を考慮すると、通常、概ね 0.001 質量%以上程度含有されている。

[0035] (5) S : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)

S (硫黄) は不可避不純物であり、できるだけ少ない方が好ましい。特に S は硫化物系介在物 MnS を形成し、熱間加工時に偏析することで鋼線材を脆化させる場合があるため、S の含有量を 0.05 質量%以下とする。S の含有量は、好ましくは 0.04 質量%以下であり、より好ましくは 0.03 質量%以下である。S の含有量は少ないほどよいが、工業的に 0.001 質量%未満とすることは困難であるため、量産性を考慮すると、通常、概ね 0.001 質量%以上程度含有されている。

[0036] (6) Cr : 1.2 ~ 2.5 質量%

Cr (クロム) は、鋼線の強度を向上させるために有用な元素である。また、Cr はセメンタイトの Fe の一部を置換し、長径が 100 nm 以下の球状炭化物 $(Fe, Cr)_3C$ を形成し、これが鋼線のマトリクスに均一に分散することで、鋼線の靱性向上に寄与する。このような効果を有効に発揮させるためには、Cr の含有量を 1.2 質量%以上とする。Cr の含有量は、好ましくは 1.3 質量%以上であり、より好ましくは 1.4 質量%以上である。しかしながら、Cr の含有量が過剰になると、焼入れ性が上がりすぎるため、鋼線材の製造時にマルテンサイト等の過冷組織が生成しやすくなり、鋼線を得るための皮削りおよび引抜き加工が困難となる。そのため、Cr の含有量を 2.5 質量%以下とする。Cr の含有量は、好ましくは 2.2 質量%以下であり、より好ましくは 2.0 質量%以下である。

[0037] (7) V : 0.2 ~ 0.6 質量%

V (バナジウム) は、炭窒化物として微細に析出することで鋼線の靱性向上に寄与する。この効果を発揮させるためには、V 含有量は 0.2 質量%以上、好ましくは 0.25 質量%以上、より好ましくは 0.3 質量%以上である。一方、V 含有量が過剰になると、粗大な V 系炭窒化物が増加し、微細な V 系炭窒化物が減少して、靱性および疲労特性が低下する。そのため V 含有量は 0.6 質量%以下、好ましくは 0.55 質量%以下、より好ましくは 0.5 質量%以下である。

[0038] 本発明の 1 つの実施形態に係る鋼線材および鋼線は、更に以下の成分を選択的に含有してよい。

(8) Cu : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず)、Ni : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず)、および Mo : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず) より成る群から選ばれる 1 種以上

これらの選択成分は鋼線の強度を高めるのに有用な元素である。これらは単独で含有してもよいし、二種以上を併用してもよい。添加する場合のそれぞれの元素の含有量の詳細について以下に示す。

[0039] ・ Cu : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず)

Cu (銅) は、鋼線の強度を高めるのに有用な元素である。こうした効果を発揮させるため、Cu の含有量は 0 質量%超である。Cu の含有量は、好ましくは 0.05 質量%以上、より好ましくは 0.1 質量%以上、さらに好ましくは 0.2 質量%以上である。一方、Cu の含有量が過剰になると、恒温 (1356 K) で液相となり、熱間圧延での変形中にオーステナイト結晶粒界に偏析して表面割れを発生させるため、Cu の含有量は 0.5 質量%以下であり、好ましくは 0.4 質量%以下であり、より好ましくは 0.3 質量%以下である。

[0040] ・ Ni : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず)

Ni (ニッケル) は、鋼線の強度および靱性を高めるのに有用な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Ni の含有量は 0 質量%超である

。Niの含有量は、好ましくは0.05質量%以上、より好ましくは0.1質量%以上、更に好ましくは0.2質量%以上である。一方、Niの含有量が過剰になると、鋼線表面に不均一に濃化し、鋼線表面の凹凸が大きくなって表面性状を悪化させ、疲労特性に悪影響を及ぼすようになるため、Niの含有量は1.0質量%以下である。Niの含有量は、好ましくは0.9質量%以下であり、より好ましくは0.8質量%以下である。

[0041] ・Mo：1.0質量%以下（0質量%を含まず）

Mo（モリブデン）は、鋼線の強度および靱性を高めるのに有用な元素である。こうした効果を発揮させるためにはMoの含有量は0質量%超である。Moの含有量は、好ましくは0.05質量%以上、より好ましくは0.08質量%以上、更に好ましくは0.10質量%以上である。一方、Mo含有量が過剰になると、靱性および疲労特性に悪影響を与えるため、Moの含有量は1.0質量%以下である。Moの含有量は、好ましくは0.8質量%以下、より好ましくは0.5質量%以下である。

[0042] （9）Ti：0.1質量%以下（0質量%を含まず）、およびNb：0.5質量%以下（0質量%を含まず）より成る群から選ばれる1種以上

これらの選択成分は鋼線の靱性向上に有用な元素である。これらは単独で含有してもよく、また二種以上を併用してもよい。添加する場合のそれぞれの元素の含有量の詳細について以下に示す。

[0043] ・Ti：0.1質量%以下（0質量%を含まず）

Ti（チタン）は、炭窒化物を形成して結晶粒を微細化することによって、鋼線の靱性向上に寄与する元素である。このような効果を有効に発揮させるためには、Tiの含有量は0質量%超である。Tiの含有量は、好ましくは0.02質量%以上、より好ましくは0.03質量%以上である。一方、Tiの含有量が過剰になると鋼線の靱性を低下させるため、Tiの含有量は0.1質量%以下である。Tiの含有量は、好ましくは0.08質量%以下であり、より好ましくは0.05質量%以下である。

[0044] ・Nb：0.5質量%以下（0質量%を含まず）

Nb (Nb) は、炭窒化物を形成して結晶粒を微細化することによって、鋼線の靱性向上に寄与する元素である。このような効果を有効に発揮させるためには、Nbの含有量は0質量%超である。Nbの含有量は、好ましくは0.02質量%以上、より好ましくは0.04質量%以上、更に好ましくは0.06質量%以上である。一方で、Nbの含有量が過剰になると、コストが増加するだけでなく、降伏点（降伏比）を上昇させて皮削りおよび引抜きに対する加工性を劣化させるため、Nbの含有量は0.5質量%以下である。Nbの含有量は、好ましくは0.4質量%以下であり、更に好ましくは0.3質量%以下である。

[0045] 本発明の実施形態に係る鋼線材および鋼線の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、鉄原料（スクラップを含む）、副原料などの資材、製造設備などの状況によって不可避免的に混入するCaおよびNaなどの不可避不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。

なお、PおよびSについては、含有量が少ないほど好ましく、従って不可避不純物であるが、その組成範囲について上記のように別途規定している。このため、本明細書において、残部を構成する「不可避不純物」は、別途その組成範囲が規定されている元素を除いた概念である。

[0046] 2. 鋼線材の製造方法

次に、上述の鋼線材を製造する方法について説明する。本発明の実施形態に係る鋼線材の製造方法は、上記組成を満足する鋼材を熱間加工する際に、当該鋼材を1150～1300℃に加熱後、1000～1300℃の熱間加工温度で熱間加工し、次いで、1000℃以上に設定した制御冷却開始温度から450～600℃の間に設定した緩冷却開始温度まで、1～5℃/秒の平均冷却速度で冷却し、さらに緩冷却開始温度から300℃まで、10～100℃/時間の平均冷却速度で冷却することを特徴とする。

これにより、表面から深さ0.5mmまでの部分において、球状化炭化物の最大径が100nm以下となり、炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上なり、V系炭窒化物の最大径が20nm

m以下となり、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/ μm^2 以上とすることが可能となる。

以下に、鋼線材の製造方法の詳細を説明する。なお、以下の説明では、熱間加工について圧延を例に挙げ説明する。しかし、熱間加工は、圧延に限定されるものではなく、鍛造等他の熱間加工方法を用いてよい。

[0047] 製鋼工程および鑄造工程等により熱間加工用の上記所定の化学成分組成を満足する鋼材を得る。例えば、製鋼工程および連続鑄造工程により得た鑄塊（ブルーム）を分塊圧延して所定サイズのビレットを作製してよい。

圧延等の熱間加工工程では、V系炭窒化物を溶解させた後、V系炭窒化物を再析出させるとともに球状炭化物組織を得るため、以下に示すように、加熱、熱間加工および冷却条件の制御が必要となる。

[0048] (1) 加熱温度1150～1300℃で加熱

圧延前の加熱において、ビレット（熱間加工用の鋼材）に存在している粗大なV系炭窒化物およびCr系炭化物を溶解する必要がある。この加熱温度を1150～1300℃とする。加熱温度が1150℃より低いとV系炭窒化物が残存し、その後の冷却で微細析出させることができなくなる。また、Cr系炭化物も残存し、その後の冷却で均一な球状炭化物を得ることができなくなる。

加熱温度は、好ましくは1175℃以上、より好ましくは1200℃以上である。ビレットを高温に加熱する程、V系炭窒化物およびCr系炭化物の固溶が容易になるため、加熱温度の上限は特に限定されないが、加熱炉の耐熱温度を考慮すると、加熱温度の上限は1300℃以下、好ましくは1275℃以下、より好ましくは1250℃以下である。なお、加熱温度での保持時間は操業条件に合わせて適切に選択されればよく、例えば30分以上である。なお、加熱温度は、例えば放射温度計等により加熱炉から出口での鋼材の温度を測ることにより確認してよく、また保持時間が十分に長い場合は、加熱炉温度を加熱温度として用いてもよい。

[0049] (2) 熱間加工温度1000～1300℃で熱間加工

熱間加工条件はV系炭窒化物のサイズおよび個数密度に大きな影響を与える。V系炭窒化物は、圧延などの熱間加工を加えない場合はオーステナイト粒界に析出しやすく、オーステナイト粒界に析出した場合は容易に粗大化する。微細なV系炭窒化物を析出させるためにはオーステナイト粒内に加工ひずみを加える必要がある。このため、熱間加工温度は1000℃以上、好ましくは1025℃以上、より好ましくは1050℃以上であり、また1300℃以下、好ましくは1275℃以下、より好ましくは1250℃以下とする。熱間加工温度が1000℃より低いと、熱間加工中にV系炭窒化物が析出し、熱間加工材の強度が上がるため、所定の線径までの加工が困難となる。一方、熱間加工温度が1300℃を超えると、加工によって導入されたひずみが熱によって再び消失するため、オーステナイト粒界にV系炭窒化物が析出し易くなり、狙いのサイズおよび個数密度が得られなくなる。

なお、熱間加工温度は、例えば放射温度計等により熱間加工直前の鋼材の温度を測ることにより確認してよい。

[0050] (3) 1000℃以上の制御冷却開始温度から450～600℃の緩冷却開始温度まで、1～5℃/秒の平均冷却速度で冷却

熱間加工を終えた鋼材を1000℃以上に設定した制御冷却開始温度から450～600℃の間に設定した緩冷却開始温度まで、1～5℃/秒の平均冷却速度で冷却する。冷却開始温度が1000℃より低いと、V系炭窒化物の析出が困難になり、所定の個数密度を得ることができない。制御冷却開始温度は、好ましくは1025℃以上、更に好ましくは1050℃以上である。

緩冷却開始温度を、450～600℃の間の温度とすることで、表面から深さ0.5mmの間の領域に形成されたベイナイトを球状炭化物に変化させることができる。緩冷却開始温度が600℃を超えると、球状炭化物が凝集し、粗大化し易くなるため、所定のサイズの球状炭化物を得ることができなくなる。緩冷却開始温度は好ましくは575℃以下、より好ましくは550℃以下である。

一方、緩冷却開始温度が450℃を下回ると、その後の冷却でベイナイトを球状炭化物に変化させることができず、鋼線を得るための皮削りおよび引抜き加工が困難となる。緩冷却開始温度は好ましくは475℃以上であり、より好ましくは500℃以上である。

[0051] 適正な制御冷却温度を選択している限り、熱間加工完了から制御冷却開始までは、組織制御に影響しないので、自然冷却、制御冷却など操業に合わせた冷却条件が選択できる。

なお、熱間加工時のひずみは、V系炭窒化物の析出サイトを増やすために重要であるが、おおむね50%以上の断面減少率が確保されれば、所定のV系炭窒化物サイズおよび個数密度をより確実に得ることができる。

[0052] 制御冷却温度から450℃～600℃の間に設定した冷却停止温度までの冷却を、1～5℃/秒の平均冷却速度で行うことにより、所定のV系炭窒化物サイズおよび個数密度を得ること、および表面から深さ0.5mmの領域にベイナイトを形成させることができる。このベイナイトは後の冷却において、球状炭化物に変化させることができる。

平均冷却速度が1℃/秒より遅いと、V炭窒化物が粗大に成長するので、所定のサイズが得られず、鋼線の靱性が低下し、また、表面から深さ0.5mmまでの領域の組織がパーライトとなってしまう、鋼線のCrの分布が不均一となることで靱性が低下する。平均冷却速度は、好ましくは1.2℃/秒以上、より好ましくは1.5℃/秒以上である。

一方、5℃/秒より速い平均冷却速度では、V系炭窒化物が析出するのに十分な冷却時間を得られず、個数密度が不足し、鋼線の靱性が低下する。また、深さ0.5mmより深い部分に多くのベイナイトが生成し、引抜き加工時に断線しやすくなるため、鋼線を得ることが困難となる。平均冷却速度は、好ましくは4.5℃/秒以下、より好ましくは4℃/秒以下である。

[0053] 平均冷却速度は、例えばステルモア冷却の条件（風量、風速およびカバーの有無）を制御することで調整してよい。

また、平均冷却速度は、例えば、ステルモア冷却のコンベア載置直後のコ

イル（圧延材）の温度 T_1 と集束機直前のコイルの温度 T_2 とを測定し、温度 T_1 と温度 T_2 の差をコイルがコンベアに載置された直後から集束機直前まで移動するのに要する時間 t_1 で除すことにより求めてよい（平均冷却速度 $= (T_1 - T_2) / t_1$ ）。

温度 T_1 は、コイルの疎部および密部を対象に、10リング分を放射温度計により温度測定し、その平均値を用いてよい。同様に、温度 T_2 は、コイルの疎部および密部を対象に、10リング分を放射温度計により温度測定し、その平均値を用いてよい。

放射温度計の例として、ハザマ測器株式会社製高精度デジタル携帯型放射温度計IGA15+を挙げることができる。ただし、これに限定されるものではない。

[0054] （４）緩冷却開始温度から300℃まで、10～100℃／時間の平均冷却速度で冷却

緩冷却開始温度から室温まで冷却する過程で、表面から深さ0.5mmの間の領域に形成されたベイナイトを球状炭化物に変化させる必要がある。そのために緩冷却開始温度から300℃までの間を10～100℃／時間の平均冷却速度で冷却する。平均冷却速度が100℃／時間より遅いと、ベイナイトを球状炭化物に変化させることができず、鋼線を得るための皮削り、引抜き加工が困難となる。平均冷却速度は、好ましくは90℃／時間以下であり、より好ましくは80℃／時間である。一方、冷却速度が遅ければ遅いほど、容易に球状炭化物組織を得ることができるが、10℃／時間よりも遅いと、生産性を阻害するだけでなく、球状炭化物が凝集し始め、所定のサイズが得られなくなる。平均冷却速度は、好ましくは30℃／時間以上、より好ましくは50℃／時間以上である。

[0055] このような平均冷却速度は、例えば巻き取った圧延材を保持する条件を制御することで調整してよい。

また、平均冷却速度は、上述の集束機直前のコイルの温度 T_2 と、フックコンベヤー移送直後のコイルの温度 T_3 とを測定し、温度 T_2 と温度 T_3 の

差を、コイルが集束機直前からフックコンベアに移送される直後まで移動するのに要する時間 t_2 で除すことにより求めてよい（平均冷却速度 = $(T_2 - T_3) / t_2$ ）。

温度 T_3 は、接触式温度計を用い、接触式温度センサーをコイルに接触させて測定してよい。

接触式温度計の例として、TESTO INC 製表面温度計を挙げることができる。ただし、これに限定されるものではない。

[0056] 3. 鋼線の製造方法

このようにして得られた鋼線材を用いて、鋼線を製造することで耐疲労性に優れ、かつ靱性に優れた鋼線を得ることができる。

鋼線材から鋼線を得るための工程は既知の一般的な製造方法を用いてよい。ばね用鋼では鋼線材（圧延線材）の表面近傍の脱炭層、疵等を取除く目的で皮削りを行い、その後、皮削りにより表面部に生じた加工層を軟化させるために軟化焼鈍処理またはパテンティング等の熱処理を行う。そして、さらに所望の線径に引抜き加工（伸線）し、その後焼入れ焼き戻し処理を施して鋼線を得る。

なお、ばねの用途、使用条件に応じて、皮削り、および軟化焼鈍処理またはパテンティング等の熱処理は省略してよい。

[0057] 以下に、鋼線の製造条件を例示する。

軟化焼鈍条件は任意に設定できるが、加熱温度を $450 \sim 750^\circ\text{C}$ 、該加熱温度での保持時間は 10 秒以上、 60 秒以下、平均冷却速度は $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることが好ましい。

焼入れ焼き戻し処理において、焼入れ時の加熱温度は Cr 系炭化物の再生成、成長を抑制するため、 850°C 以上、好ましくは 870°C 以上、より好ましくは 890°C 以上である。一方、加熱温度が過剰に高温になると V 系炭化物が溶解し、靱性向上効果が減少するため、加熱温度は、 1000°C 以下、好ましくは 980°C 以下、より好ましくは 960°C 以下である。所定温度に保持した後に加熱した油、例えば概ね $50 \sim 80^\circ\text{C}$ 程度の油中に焼入れを

行った後、焼戻しを行う。焼戻しは例えば、 2100 MPa 以上のような所望の引張強度となるように、その温度および時間を適宜調整すればよい。例えば焼戻しは概ね加熱温度 350°C 以上、 450°C 以下とすることが好ましい。このような処理をすることで所望の引張強度を有する。

[0058] 本発明の実施形態で得られる鋼線は、実施例に示すように優れた疲労特性および優れた靱性を示す。本発明の実施形態に係る鋼線は所望のコイル径、自由高さ、巻き数に加工することで、弁ばね、クラッチばね、エンジンばね、トランスミッションばねなど各種ばねを製造できる。ばね加工後に必要に応じてショットピーニング、窒化処理などの公知の各種表面硬化処理を施してもよい。

実施例

[0059] 以下、実施例を挙げて本発明の実施形態をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲で適宜に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

[0060] (1) サンプル作製

小型真空溶解炉で溶製および鑄造し、表1に示す化学成分組成の鋼塊 150 kg 作製した。なお、各表の数値の下に付した下線は、当該数値が上述した本発明の実施形態から外れていることを示している。この鋼塊を、鍛伸加工して 155 mm 角の鋼片を作製した。この鋼片にダミーピレットを溶接して、実機圧延にて表2および表3に示す熱間加工条件（圧延条件）および冷却条件で $\phi 7\text{ mm}$ の鋼線材を作製した。なお、表2および表3の「制御冷却速度」は、制御冷却開始温度から緩冷却開始温度までの平均冷却速度を意味し、「 300°C までの冷却速度」は、緩冷却開始温度から 300°C までの平均冷却速度を意味する。

次いで、この鋼線材に皮削り、軟化焼鈍、引抜き加工を施した後、焼入れ焼もどし処理を行い、線径 $\phi 3.0\text{ mm}$ の鋼線を得た。焼入れ焼戻し処理の焼戻し条件は、鋼線の引張強度が $2100\sim 2150\text{ MPa}$ となるように調

整した。

[0061] [表1]

鋼種	化学成分組成(質量%)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Cu	Ni	Mo	Ti	Nb
A	0.9	2.3	0.2	0.05	0.01	2.2	0.5		0.1			
B	0.7	1.5	0.3	0.01	0.05	1.7	0.5					0.1
C	0.7	1.7	0.4	0.02	0.01	1.8	0.4	0.2				0.3
D	0.6	2.1	0.3	0.01	0.01	1.7	0.3		0.2			
E	0.8	2.4	0.4	0.01	0.03	1.7	0.4		0.3			
F	0.5	2.2	0.5	0.02	0.03	1.9	0.3			0.2		
G	0.9	2.1	0.3	0.04	0.02	2.0	0.4		0.2		0.05	
H	0.7	2.3	0.4	0.01	0.01	2.0	0.5		0.2			
I	0.9	2.5	0.4	0.04	0.03	1.8	0.4	0.4				
J	0.5	2.2	0.5	0.30	0.02	2.1	0.4		0.4			0.2
K	0.6	2.1	0.4	0.02	0.02	1.9	0.4					
L	0.9	1.6	0.2	0.02	0.02	1.5	0.4				0.02	
M	0.4	1.9	0.3	0.01	0.04	2.1	0.3					
N	0.7	1.8	0.2	0.04	0.02	1.3	0.5					
O	0.8	2.2	0.5	0.03	0.03	2.4	0.1					
P	1.0	2.0	0.4	0.02	0.04	2.3	0.6					
Q	0.5	2.0	0.5	0.03	0.01	2.7	0.2					
R	0.6	2.2	0.3	0.02	0.02	1.8	0.8					

注：残部はF e および不可避不純物

[0062]

[表2]

試験 No.	鋼種	熱間加工条件および冷却条件					
		加熱温度 (°C)	熱間加工 温度 (°C)	制御冷却 開始温度 (°C)	制御冷却 速度 (°C/秒)	緩冷却 開始温度 (°C)	300°C までの 冷却速度 (°C/時間)
1	K	<u>1100</u>	1050	1050	3	550	80
2	K	1150	1050	1050	3	550	80
3	K	1300	1050	1050	3	550	80
4	K	<u>1350</u>	1050	1050	3	550	80
5	K	1200	<u>975</u>	1000	3	550	80
6	K	1200	1000	1000	3	550	80
7	K	1200	1025	1050	3	550	80
8	K	1200	1250	1050	3	550	80
9	K	1200	<u>1350</u>	1050	3	550	80
10	K	1200	1050	<u>975</u>	3	550	80
11	K	1200	1050	1000	3	550	80
12	K	1200	1050	1025	3	550	80
13	K	1200	1050	1050	<u>0.5</u>	550	80
14	K	1200	1050	1050	1	550	80
15	K	1200	1050	1050	1.5	550	80
16	K	1200	1050	1050	4.5	550	80
17	K	1200	1050	1050	<u>5.5</u>	550	80
18	K	1200	1050	1050	3	<u>400</u>	80
19	K	1200	1050	1050	3	450	80
20	K	1200	1050	1050	3	500	80
21	K	1200	1050	1050	3	600	80
22	K	1200	1050	1050	3	<u>650</u>	80
23	K	1200	1050	1050	3	550	<u>5</u>
24	K	1200	1050	1050	3	550	10
25	K	1200	1050	1050	3	550	20
26	K	1200	1050	1050	3	550	50
27	K	1200	1050	1050	3	550	100
28	K	1200	1050	1050	3	550	<u>200</u>

[0063]

[表3]

試験 No.	鋼種	熱間加工条件および冷却条件					
		加熱温度 (°C)	熱間加工 温度 (°C)	制御冷却 開始温度 (°C)	制御冷却 速度 (°C/秒)	緩冷却 開始温度 (°C)	300°C までの 冷却速度 (°C/時間)
29	A	1200	1050	1050	3	550	80
30	B	1200	1050	1050	3	550	80
31	C	1200	1050	1050	3	550	80
32	D	1200	1050	1050	3	550	80
33	E	1200	1050	1050	3	550	80
34	F	1200	1050	1050	3	550	80
35	G	1200	1050	1050	3	550	80
36	H	1200	1050	1050	3	550	80
37	I	1200	1050	1050	3	550	80
38	J	1200	1050	1050	3	550	80
39	L	1200	1050	1050	3	550	80
40	M	1200	1050	1050	3	550	80
41	N	1200	1050	1050	3	550	80
42	O	1200	1050	1050	3	550	80
43	P	1200	1050	1050	3	550	80
44	Q	1200	1050	1050	3	550	80
45	R	1200	1050	1050	3	550	80

[0064] 得られた、鋼線材のV系炭窒化物の最大径および個数密度ならびに球状炭化物の最大径および面積分率を以下の方法で評価した。また、得られた鋼線について引張試験、3点曲げ評価および疲労特性評価を以下の方法で行った。

[0065] (2) V系炭窒化物の最大径および個数密度

鋼線材の圧延方向に垂直な断面（横断面）において、鋼線材の表面から0.5 mmまでの領域からサンプルを採取した。このサンプルを用いて、抽出レプリカ法にて顕微鏡観察用試料を作製した。

具体的には、切断、機械研磨、電解研磨、エッチング、カーボン蒸着、剥離、洗浄の順に行って顕微鏡用試料を作製した。電解研磨には電解液として10%過塩素酸－90%エタノール、エッチング液には10%アセチルアセトン－90%メタノール－1質量%塩化テトラメチルアンモニウム、剥離液には1%硝酸－99%メタノールを使用した。V系炭窒化物の観察は、上記

抽出レプリカ法で作製した試料を用いて、電界放射型透過電子顕微鏡H F - 2000にて、加速電圧：200 k V、撮影倍率：20000倍、総合倍率：30000倍の条件にて行った。

[0066] V系炭窒化物の同定は、電界放射型透過電子顕微鏡に付属のK e v e x社製EDX分析装置(S i g m a)を用いて行った。F eを除く元素について、質量比でVを10%以上含む炭窒化物をV系炭窒化物とした。評価は、 $1.2\mu\text{m} \times 1.2\mu\text{m}$ 、即ち面積 $1.44\mu\text{m}^2$ の視野を3視野観察して行った。これによりV系炭窒化物最大径および長径20 nm以下のV系炭窒化物の個数密度を求めた。個数密度については、Media Cybarnet社製画像解析ソフト(Image Pro Plus)を用いて長径が20 nm以下のV系炭窒化物の個数を求め、 $1\mu\text{m}^2$ 当たりの個数密度とした。

測定結果を表4および5に示す。

[0067] (3) 球状炭化物の最大径および面積分率

球状炭化物の評価は、上述のV系炭窒化物の評価で用いた顕微鏡観察用試料を用い、同様の測定を行った。すなわち、電界放射型透過電子顕微鏡H F - 2000にて、加速電圧：200 k V、撮影倍率：20000倍、総合倍率：30000倍の条件にて行った。

電界放射型透過電子顕微鏡に付属のK e v e x社製EDX分析装置(S i g m a)を用いて行った。F eを除く元素について、質量比でCおよびC rが、それぞれ10%以上であり、かつ、長径とその垂直方向の径の比(アスペクト比)が2.0以下のものを球状炭化物とした。評価は、 $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ 、即ち面積 $25\mu\text{m}^2$ の視野を3視野観察して行った。これにより球状炭化物の最大径および全炭化物に占める長径100 nm以下の球状炭化物の面積分率を求めた。面積分率については、Media Cybarnet社製画像解析ソフト(Image Pro Plus)を用いて長径が100 nm以下の球状炭化物の面積と全炭化物の面積を求め、面積分率を計算した。測定結果を表4および5に示す。

[0068] (4) 引張試験

オートグラフ（島津製作所製）にて評点間距離が200mmの試験片を用い、JIS Z 2241（2011）に準拠して引張試験を行い、引張強度を測定した。

測定結果を表4および5に示す。

[0069] （5）3点曲げ評価

万能試験機に評点間距離50mm、 ϕ 3mmのUノッチ型押し込み治具を組み合わせた3点曲げ治具を設置し、試験片 ϕ 3mm×60mm、押し込み速度20mm/分にて3点曲げ試験を行った。3点曲げ中に試験片が折損しなかったものを折損「無」、合格（靱性良好）とし、折損したものを折損「有」、不合格とした。

評価結果を表4および5に示す。

[0070] （6）疲労特性評価

疲労特性の評価は、得られた鋼線を用い、島津製作所製超音波軸力疲労試験機（UFT-2000）を用いて評価した。疲労試験は、周波数20kHz、応力比-1（完全両振り）、室温大気中、応力振幅800～1000MPa、打ち切りサイクル100億サイクル（ 1×10^{10} サイクル）にて行った。そして、上記範囲内の任意の応力振幅にて疲労試験（ $n=10$ ）を行った。なお、 $5 \times 10^7 \sim 1 \times 10^{10}$ サイクルにて内部介在物から破断した試験片が10本に満たない場合は、適宜試験片を追加した。そして、鋼材内部の介在物から折損した10サンプルについて後述のように介在物サイズ求め、応力拡大係数範囲 ΔK を計算し、応力拡大係数範囲 ΔK と疲労寿命 N の近似曲線（ $\Delta K = A \times N^B$ ： A 、 B は近似係数）から10億サイクルの応力拡大係数範囲 ΔK_{10} を求め、疲労特性とした。

[0071] 応力拡大係数範囲の計算は、以下のようにして行った。

疲労試験にて破断した試験片の破面をSEMにて観察し、Media Cybernet社製画像解析ソフト（Image Pro Plus）を用いて介在物サイズを計量した。なお、介在物サイズは破面上の短辺 a と長辺 b の積の2乗根 $\sqrt{a \times b}$ とした。得られた介在物サイズと応力振幅より応力

拡大係数範囲 ΔK を以下の式より計算をした。試験片表面の組織あるいは表面に面した介在物を起点として疲労破壊した試験片は除外した。疲労特性の判定には、従来材料の結果と比較して、 ΔK_{10} が $2.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上となった場合に耐疲労性が良好であり、合格（○）とし、それ以外を不合格（×）とした。

$$\Delta K_{10} = 0.5 \sigma_a \times \sqrt{\pi \times \sqrt{a \times b}}$$

ここで、 σ_a は試験応力である

評価結果を表4および5に示す。

[0072] [表4]

試験 No.	鋼種	組織				力学特性		
		V系炭窒化物		球状炭化物		引張強度 (MPa)	3点曲げ 折損有無	疲労特性 ΔK_{10} (MPa $\cdot\sqrt{\text{m}}$)
		最大径 (nm)	個数密度 (個/ μm^2)	最大径 (nm)	面積分率 (%)			
1	K	45	23	47	95	2115	有	×
2	K	12	38	55	98	2121	無	○
3	K	15	40	53	92	2108	無	○
4	K	14	28	62	95	2116	有	×
5	K	7	27	68	99	2126	有	×
6	K	15	35	53	95	2134	無	○
7	K	14	36	48	96	2115	無	○
8	K	18	31	68	97	2106	無	○
9	K	36	18	55	96	2111	有	×
10	K	28	32	70	94	2126	有	×
11	K	15	41	42	98	2122	無	○
12	K	13	35	45	95	2125	無	○
13	K	22	52	359	51	2135	有	×
14	K	19	48	98	91	2135	無	○
15	K	18	45	74	95	2149	無	○
16	K	15	35	66	97	2136	無	○
17	K	14	21	58	96	2117	有	×
18	K	16	38	60	88	2122	有	×
19	K	12	35	58	91	2115	無	○
20	K	17	36	71	95	2147	無	○
21	K	14	34	45	97	2139	無	○
22	K	16	31	124	93	2119	有	×
23	K	15	38	253	96	2131	有	×
24	K	17	35	95	97	2129	無	○
25	K	15	39	85	94	2121	無	○
26	K	16	35	70	92	2137	無	○
27	K	17	32	55	95	2127	無	○
28	K	14	42	52	68	2125	有	×

[0073]

[表5]

試験 No.	鋼種	組織				力学特性		
		V系炭窒化物		球状炭化物		引張強度 (MPa)	3点曲げ 折損有無	疲労特性 ΔK_{10} (MPa $\cdot\sqrt{m}$)
		最大径 (nm)	個数密度 (個/ μm^2)	最大径 (nm)	面積分率 (%)			
29	A	18	45	52	93	2104	無	○
30	B	17	51	89	95	3135	無	○
31	C	14	41	87	97	2124	無	○
32	D	12	38	75	98	2144	無	○
33	E	15	47	62	95	2112	無	○
34	F	10	44	66	96	2141	無	○
35	G	16	68	54	97	2133	無	○
36	H	19	51	52	91	2101	無	○
37	I	14	37	68	95	2111	無	○
38	J	13	41	45	93	2125	無	○
39	L	12	48	95	94	2102	無	○
40	M	11	32	98	78	2140	有	×
41	N	18	35	90	65	2122	有	×
42	O	7	9	51	98	2120	有	×
43	P	18	49	118	97	2132	有	×
44	Q	12	21	232	96	2114	有	×
45	R	23	95	69	91	2122	有	×

[0074] 表4の試験No. 1～28は、表1の鋼種Kを用いて、熱処理条件を表2に示すように種々変化させたサンプルである。これらのうち試験No. 2～3、6～8、11～12、14～16、19～21および24～27は、いずれも、上述した本発明の実施形態に係る条件で製造したサンプルであり、V系炭窒化物の最大径および個数密度、球状炭化物の最大径および面積分率の全てが本発明の実施形態の範囲内に制御されているため、優れた靱性および疲労特性を示した。

[0075] これに対し、加熱温度が下限より低い試験No. 1は、加熱不足となり、V系炭窒化物を十分固溶させることができないため、V系炭窒化物の最大径が過大で、個数密度が過少となり、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

一方、加熱温度が上限より高い試験No. 4は、加熱が過剰となりオーステナイト粒径が粗大化し、その後の熱間加工で十分なV系炭窒化物の析出サイトを形成させることができなくなり、V系炭窒化物の個数密度が過小となった。この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0076] 熱間加工温度が下限より低い試験Ｎｏ．５は、熱間加工で十分なＶ系炭窒化物の析出サイトを形成させることができず、Ｖ系炭窒化物の個数密度が過少となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

熱間加工温度が上限より高い試験Ｎｏ．９は、加熱が過剰となり熱間加工後においてもオーステナイト粒径が粗大化し、Ｖ系炭窒化物の析出サイトが不足したため、Ｖ系炭窒化物の最大径が過大で、個数密度が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0077] 制御冷却開始温度が下限より低い試験Ｎｏ．１０は、Ｖ系炭窒化物の析出サイトが過剰となり、Ｖ系炭窒化物が凝集・粗大化したため、Ｖ系炭窒化物の最大径が過大で、個数密度が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

制御冷却開始温度から緩冷却開始温度までの平均冷却速度が下限より遅い試験Ｎｏ．１３は、Ｖ系炭窒化物が凝集・粗大化したため、Ｖ系炭窒化物の最大径が過大となり、また冷却中にパーライト変態が完了したため、表面から深さ０．５ｍｍまでの領域の球状炭化物の最大径が過大になり、また球状炭化物面積分率が過小となった。この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0078] 制御冷却開始温度から緩冷却開始温度までの平均冷却速度が上限より速い試験Ｎｏ．１７は、Ｖ系炭窒化物の析出時間が不足し、個数密度が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

緩冷却開始温度が下限より低い試験Ｎｏ．１８は、表面部のベイナイトを球状炭化物に十分変化させることができず、球状炭化物の面積分率が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0079] 緩冷却開始温度が上限より高い試験Ｎｏ．２２は、球状炭化物の凝集・粗大化が生じ、球状炭化物の最大径が過大となり、サイズが大きくなる不具合が生じるため、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

緩冷却開始温度から３００℃までの平均冷却速度が下限より遅い試験Ｎｏ．２３は、球状炭化物の凝集・粗大化が生じ、球状炭化物の最大径が過大と

なり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0080] 緩冷却開始温度から300℃までの平均冷却速度が上限より速い試験N o. 28は、表面部に形成されたベイナイトを球状炭化物に十分変化させることができず、球状炭化物の面積分率が過小となった。この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0081] 表5の試験N o. 29～45は、熱間加工条件および冷却条件を表3に示すとおり一定とし、鋼種をA～R（Kを除く）変化させたサンプルである。これらのうち試験N o. 29～39はいずれも、上述の本発明の実施形態に係る成分範囲を満足しており、V系炭窒化物の最大径および個数密度、ならびに球状炭化物の最大径および面積分率の全てが本発明の実施形態の範囲内に制御されているため、優れた靱性および疲労特性を示した。

[0082] これに対し、C量が下限より低い鋼種Mを用いた試験N o. 40は、冷却時の焼入れ性が不足し、パーライトが主相となったため、球状炭化物の面積分率が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

C r量が下限より低い鋼種Nを用いた試験N o. 41は、冷却時の焼入れ性が不足し、パーライトが主相となったため、球状炭化物の面積分率が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0083] V量が下限より低い鋼種Oを用いた試験N o. 42は、V系炭窒化物を形成するためのV量が不足したため、V系炭窒化物の個数密度が過小となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

C量が上限より多い鋼種Pを用いた試験N o. 43は、Cが過剰に存在し、容易に球状炭化物の凝集・粗大化が生じ、球状炭化物の最大径が過大となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0084] C r量が上限より多い鋼種Qを用いた試験N o. 44は、C rが過剰に存在し、容易に球状炭化物の凝集・粗大化が生じ、球状炭化物の最大径が過大となり、この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

V量が上限より多い鋼種Rを用いた試験N o. 45は、Vが過剰に存在し

、容易にV系炭窒化物の凝集・粗大化が生じ、V系炭窒化物の最大径が過大となった。この結果、鋼線の靱性および疲労特性が不十分であった。

[0085] 本発明は、以下の態様を含む。

態様1：

C：0.5～0.9質量%

Si：1.5～2.5質量%

Mn：0.1～0.6質量%

P：0.05質量%以下（0質量%を含まず）

S：0.05質量%以下（0質量%を含まず）

Cr：1.2～2.5質量%、および

V：0.2～0.6質量%

を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、

表面から深さ0.5mmまでの部分において、球状炭化物の最大径が100nm以下であり、炭化物全体に対する長径100nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上であり、V系炭窒化物の最大径が20nm以下であり、長径20nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/ μm^2 以上である鋼線材。

態様2：

Cu：0.5質量%以下（0質量%を含まず）

Ni：1.0質量%以下（0質量%を含まず）、および

Mo：1.0質量%以下（0質量%を含まず）

より成る群から選ばれる1種以上を更に含有する態様1に記載の鋼線材。

態様3：

Ti：0.1質量%以下（0質量%を含まず）、および

Nb：0.5質量%以下（0質量%を含まず）

より成る群から選ばれる1種以上を更に含有する態様1または2に記載の鋼線材。

態様4：

C : 0.5 ~ 0.9 質量%、Si : 1.5 ~ 2.5 質量%、Mn : 0.1 ~ 0.6 質量%、P : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)、S : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)、Cr : 1.2 ~ 2.5 質量%および V : 0.2 ~ 0.6 質量%を含有し、残部が Fe および不可避不純物からなる鋼材を準備する工程と、

前記鋼材を 1150 ~ 1300 °C に加熱後、1000 ~ 1300 °C の熱間加工温度で熱間加工する工程と、

前記熱間加工後、1000 °C 以上の制御冷却開始温度から 450 ~ 600 °C の緩冷却開始温度まで、1 ~ 5 °C / 秒の平均冷却速度で冷却する工程と、

前記緩冷却開始温度から 300 °C まで、10 ~ 100 °C / 時間の平均冷却速度で冷却する工程と、

を含む、鋼線材の製造方法。

態様 5 :

前記鋼材が、

Cu : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず)

Ni : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず)、および

Mo : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず)

より成る群から選ばれる 1 種以上を更に含有する態様 4 に記載の鋼線材の製造方法。

態様 6 :

前記鋼材が、

Ti : 0.1 質量%以下 (0 質量%を含まず)、および

Nb : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず)

より成る群から選ばれる 1 種以上を更に含有する態様 4 または 5 に記載の鋼線材の製造方法。

態様 7 :

態様 1 ~ 3 のいずれかに記載の鋼線材または態様 4 ~ 6 のいずれかに記載の鋼線材の製造方法により得られた鋼線材の表面を皮削りする工程と、

前記皮削りを行った鋼線材を焼鈍またはパテンティングする工程と、
前記焼鈍またはパテンティングした鋼線材を引き抜き加工する工程と、
前記引き抜き加工を行った鋼線材に焼入れ焼戻し処理を行う工程と、
を含む鋼線の製造方法。

[0086] 本出願は、出願日が2016年3月31日である日本国特許出願、第願2016-070590号を基礎出願とする優先権主張を伴う。特願第2016-070590号は参照することにより本明細書に取り込まれる。

請求の範囲

[請求項1]

C : 0.5 ~ 0.9 質量%

Si : 1.5 ~ 2.5 質量%

Mn : 0.1 ~ 0.6 質量%

P : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)

S : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)

Cr : 1.2 ~ 2.5 質量%、および

V : 0.2 ~ 0.6 質量%

を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、

表面から深さ0.5 mmまでの部分において、球状炭化物の最大径が100 nm以下であり、炭化物全体に対する長径100 nm以下の球状炭化物の面積分率が90%以上であり、V系炭窒化物の最大径が20 nm以下であり、長径20 nm以下のV系炭窒化物の個数密度が30個/ μm^2 以上である鋼線材。

[請求項2]

以下の(a)および(b)の少なくとも一方を更に含有する請求項1に記載の鋼線材。

(a) Cu : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず)、Ni : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず) およびMo : 1.0 質量%以下 (0 質量%を含まず) より成る群から選ばれる1種以上

(b) Ti : 0.1 質量%以下 (0 質量%を含まず) およびNb : 0.5 質量%以下 (0 質量%を含まず) より成る群から選ばれる1種以上

[請求項3]

C : 0.5 ~ 0.9 質量%、Si : 1.5 ~ 2.5 質量%、Mn : 0.1 ~ 0.6 質量%、P : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)、S : 0.05 質量%以下 (0 質量%を含まず)、Cr : 1.2 ~ 2.5 質量%およびV : 0.2 ~ 0.6 質量%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼材を準備する工程と、

前記鋼材を1150 ~ 1300℃に加熱後、1000 ~ 1300℃

の熱間加工温度で熱間加工する工程と、

前記熱間加工後、1000℃以上の制御冷却開始温度から450～600℃の緩冷却開始温度まで、1～5℃/秒の平均冷却速度で冷却する工程と、

前記緩冷却開始温度から300℃まで、10～100℃/時間の平均冷却速度で冷却する工程と、

を含む、鋼線材の製造方法。

[請求項4] 前記鋼材が、以下の(a)および(b)の少なくとも一方を更に含有する請求項3に記載の鋼線材の製造方法。

(a) Cu: 0.5質量%以下(0質量%を含まず)、Ni: 1.0質量%以下(0質量%を含まず)およびMo: 1.0質量%以下(0質量%を含まず)より成る群から選ばれる1種以上

(b) Ti: 0.1質量%以下(0質量%を含まず)、およびNb: 0.5質量%以下(0質量%を含まず)より成る群から選ばれる1種以上

[請求項5] 請求項1もしくは2のいずれかに記載の鋼線材または請求項3もしくは4のいずれかに記載の鋼線材の製造方法により得られた鋼線材の表面を皮削りする工程と、

前記皮削りを行った鋼線材を焼鈍またはパテンティングする工程と、

前記焼鈍またはパテンティングした鋼線材を引き抜き加工する工程と、

前記引き抜き加工を行った鋼線材に焼入れ焼戻し処理を行う工程と、
を含む鋼線の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/009780

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C21D9/52(2006.01)i, C22C38/60(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, C21D9/52, C22C38/60

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

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

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2000-169937 A (Suzuki Metal Industry Co., Ltd.), 20 June 2000 (20.06.2000), table 4 & US 6338763 B1 table 4 & DE 19947393 A1 & FR 2784119 A1 & KR 10-2000-0028786 A	1-5
A	US 2015/0259771 A1 (VARTANOV, Gregory), 17 September 2015 (17.09.2015), table 1; paragraph [0105] (Family: none)	1-5

☐ 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
23 May 2017 (23.05.17)

Date of mailing of the international search report
06 June 2017 (06.06.17)

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, C21D8/06(2006.01)i, C21D9/52(2006.01)i, C22C38/60(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, C21D9/52, C22C38/60

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	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 7 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 7 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 7 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 2000-169937 A（鈴木金属工業株式会社）2000.06.20, 表4 & US 6338763 B1, T A B L E 4 & DE 19947393 A1 & FR 2784119 A1 & KR 10-2000-0028786 A	1 - 5
A	US 2015/0259771 A1（VARTANOV, Gregory）2015.09.17, TABLE1, [0105]（ファミリーなし）	1 - 5

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 3 . 0 5 . 2 0 1 7

国際調査報告の発送日

0 6 . 0 6 . 2 0 1 7

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）

河野 一夫

4 K

9 8 3 3

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