

(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
2013年12月19日(19.12.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/187409 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)
 - (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/066086
 - (22) 国際出願日: 2013年6月11日(11.06.2013)
 - (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 2012-132104 2012年6月11日(11.06.2012) JP
 - (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE 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). 神鋼メタルプロダクツ株式会社(SHINKO METAL PRODUCTS CO., LTD.) [JP/JP]; 〒8000007 福岡県北九州市門司区小森江2丁目2番1号 Fukuoka (JP).
 - (72) 発明者: 高知 ▲琢▼哉(KOCHI Takuya). 畑野等(HATANO Hitoshi). 田村 栄一(TAMURA Eiichi). 豊武 孝太郎(TOYOTAKE Kotaro).
 - (74) 代理人: 濱田 百合子, 外(HAMADA Yuriko et al.); 〒1050003 東京都港区西新橋一丁目7番13号
 - (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, 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, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, 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, 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: SEAMLESS STEEL PIPE FOR HOLLOW SPRING

(54) 発明の名称: 中空ばね用シームレス鋼管

(57) Abstract: A seamless steel pipe for a hollow spring, containing 0.2 to 0.7 mass% of C, 0.5 to 3 mass% of Si, 0.1 to 2 mass% of Mn, up to 3 mass% (exclusive of 0 mass%) of Cr, up to 0.1 mass% (exclusive of 0 mass%) of Al, up to 0.02 mass% (exclusive of 0 mass%) of P, up to 0.02 mass% (exclusive of 0 mass%) of S and up to 0.02 mass% (exclusive of 0 mass%) of N. The content of retained austenite in the inner surface layer of the steel pipe is 5 vol% or less. The average grain diameter of ferrite/pearlite phase in the inner surface layer of the pipe is 18μm or less. The number density of carbide particles which have equivalent circle diameters of 500nm or more and which are present in the inner surface layer of the pipe is 1.8×10⁻²/μm² or less.

(57) 要約: C : 0.2~0.7質量%、Si : 0.5~3質量%、Mn : 0.1~2質量%、Cr : 3質量%以下 (0質量%を含まない)、Al : 0.1質量%以下 (0質量%を含まない)、P : 0.02質量%以下 (0質量%を含まない)、S : 0.02質量%以下 (0質量%を含まない)、およびN : 0.02質量%以下 (0質量%を含まない) を含有する中空ばね用シームレス鋼管。鋼管内表層部における残留オーステナイト含有率が5体積%以下である。鋼管内表層部におけるフェライト・パーライト組織の平均粒径が18μm以下である。鋼管内表層部に存在する円相当直径で500nm以上の炭化物の個数密度が1.8×10⁻²個/μm²以下である。



WO 2013/187409 A1

明 細 書

発明の名称：中空ばね用シームレス鋼管

技術分野

[0001] 本発明は、自動車等の内燃機関の弁ばねや懸架ばね等に使用される中空ばね用シームレス鋼管に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、排ガス低減や燃費改善を目的とする自動車の軽量化や高出力化の要請が高まるにつれて、エンジンやクラッチ、サスペンション等に使用される弁ばね、クラッチばね、懸架ばね等においても高応力設計が志向されている。そのため、これらのばねは、高強度化・細径化していく方向であり、負荷応力が更に増大する傾向にある。こうした傾向に対応するため、耐疲労性や耐へたり性においても一段と高性能なばね用鋼が強く望まれている。

[0003] また、耐疲労性や耐へたり性を維持しつつ軽量化を実現するために、ばねの素材としてこれまで用いられている棒状の線材（即ち、中実の線材）ではなく、中空にしたパイプ状の鋼材であって溶接部分のないもの（即ち、シームレスパイプ）をばねの素材として用いられるようになってきている。

[0004] 上記のような中空シームレスパイプを製造するための技術についても、これまでも様々提案されている。例えば、特許文献1には、穿孔圧延機の代表というべきマンネスマンピアサを用いて穿孔を行なった後（マンネスマン穿孔）、冷間でマンドレルミル圧延（延伸圧延）を行ない、更に820～940℃に10～30分の条件で再加熱し、その後仕上げ圧延する技術について提案されている。

[0005] 一方、特許文献2では、熱間での静水圧押し出しを行なって、中空シームレスパイプの形状とした後、球状化焼鈍を行ない、引き続き冷間でピルガーミル圧延や引抜き加工等によって伸展（抽伸）することで、生産性、品質ともに改善する技術について提案されている。また、この技術では最終的に、所定の温度で焼鈍を行なうことも示されている。

- [0006] 上記のような各技術では、マンネスマン穿孔や熱間静水圧押しを行う際に、1050℃以上に加熱したり、冷間加工前・後に焼鈍を行う必要があり、熱間での加工あるいは加工時に、更にはその後の熱処理工程において、中空シームレスパイプの内周面および外周面に脱炭が生じやすいという問題がある。また加熱処理後の冷却時においても、フェライトとオーステナイト中の炭素の固溶量の違いに起因する脱炭（フェライト脱炭）が生じる場合がある。
- [0007] 上記のような脱炭が生じると、ばね製造時の焼入れ段階で、外周面および内周面で表層部が十分硬化しないという事態が生じ、成形されるばねにおいて十分な疲労強度を確保できないという問題が生じる。また、疵が存在すると応力集中部となり、早期折損の要因となる。
- [0008] また通常のばねでは外面にショットピーニングなどで残留応力を付与し、疲労強度を向上させることが通常行なわれているが、中空シームレスパイプで成形したばねでは、内周面にショットピーニングができないこと、および従来の加工方法では内周面で疵が発生しやすいことから、中実材よりも脱炭や疵などの品質を厳しく制御する必要がある。
- [0009] 上記のような問題を解決する方法として、特許文献3のような技術も提案されている。この技術では、棒材を熱間圧延した後、ガンドリルで穿孔して、冷間加工（抽伸、圧延）によってシームレス鋼管を製造することで、穿孔や押し出し時における加熱を回避するものである。

先行技術文献

特許文献

- [0010] 特許文献1：日本国特開平1-247532号公報
特許文献2：日本国特開2007-125588号公報
特許文献3：日本国特開2010-265523号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] しかしながら、特許文献3の技術では、750℃以下の比較的低温で焼鈍が行われており（この点については、特許文献2の技術についても同様）、このような低温焼鈍を行うと、炭化物の粗大化が進行しやすいという別の問題がある。

[0012] 粗大な炭化物は、焼入れ加熱時に未固溶状態で残存し、硬さ低下や不完全焼入れ組織生成を引き起こし、疲労強度の低下（「耐久性劣化」と呼ぶことがある）の原因となる。特に、近年では、ばね製造時における焼入れ工程において、脱炭低減や設備のコンパクト化を図る観点から、高周波加熱による短時間熱処理が主流となっており、未固溶状態の炭化物の残存が顕著になりやすい傾向がある。

[0013] しかも現在では、従来の要求レベルよりも高度な疲労強度が求められており、これまで提案されているような技術では、要求される疲労強度を満足できるものではなく、耐久性の点で不十分である。

[0014] 本発明はこうした状況の下になされたものであって、その目的は、鋼管（パイプ）内表層部（内周面の表層部）における金属組織を制御することによって、成形されるばねにおいて十分な疲労強度を確保できるような中空ばね用シームレス鋼管を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0015] 本発明は、C：0.2～0.7%（「質量%」の意味、化学成分組成について以下同じ）、Si：0.5～3%、Mn：0.1～2%、Cr：3%以下（0%を含まない）、Al：0.1%以下（0%を含まない）、P：0.02%以下（0%を含まない）、S：0.02%以下（0%を含まない）、およびN：0.02%以下（0%を含まない）を夫々含有し、鋼管内表層部における残留オーステナイト含有率が5体積%以下であると共に、鋼管内表層部におけるフェライト・パーライト組織の平均粒径が18μm以下であり、且つ鋼管内表層部に存在する円相当直径で500nm以上の炭化物の個数密度が 1.8×10^{-2} 個/μm²以下である中空ばね用シームレス鋼管を提供する。なお、前記「円相当直径」とは、炭化物の大きさに着目し、これを同

一面積の円に換算したときの直径を意味する。

[0016] 本発明の中空ばね用シームレス鋼管において、素材として用いる鋼材には、必要によって更に (a) B : 0.015%以下 (0%を含まない)、(b) V : 1%以下 (0%を含まない)、Ti : 0.3%以下 (0%を含まない) および Nb : 0.3%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上、(c) Ni : 3%以下 (0%を含まない) および/または Cu : 3%以下 (0%を含まない)、(d) Mo : 2%以下 (0%を含まない)、(e) Ca : 0.005%以下 (0%を含まない)、Mg : 0.005%以下 (0%を含まない) および REM : 0.02%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上、(f) Zr : 0.1%以下 (0%を含まない)、Ta : 0.1%以下 (0%を含まない) および Hf : 0.1%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上、等を含有することも有用であり、含有される元素の種類に応じて、中空ばね用シームレス鋼管 (すなわち、成形されるばね) の特性が更に改善される。

発明の効果

[0017] 本発明の中空ばね用シームレス鋼管は、素材としての鋼材の化学成分組成を適切に調整すると共に、鋼管内表層部の各種組織 (残留オーステナイト、フェライト・パーライト組織の平均粒径、粗大炭化物) を適切に制御しているため、こうした中空ばね用シームレス鋼管から成形されるばねにおいて十分な疲労強度を確保できるようになる。

発明を実施するための形態

[0018] 本発明者らは、高疲労強度化を図って耐久性を向上させるのに必要な制御因子について多角的に検討した。従来、耐久性向上の支配因子としては、これまでは脱炭深さや疵深さ等が考えられ、こうした観点から様々な技術が提案されてきた。しかしながらより高い応力域下では、これまで提案されてきた耐久性向上技術では限界があり、より高い耐久性を達成するには他の要因についても検討する必要がある。

[0019] その結果、鋼管内表層部 (内周面の表層部) における各種組織が与える影

響も大きいことが判明した。すなわち、粗大炭化物、フェライト・パーライト組織の平均粒径、残留オーステナイト量を制御することによって、疲労強度を著しく向上できることがわかった。

[0020] まず、粗大炭化物について説明する。これまでの製造方法では、750°C以下の比較的低温で焼鈍が行われていた（前記特許文献2、3）。このような低温焼鈍を行うと、鋼管内表層部に存在する炭化物の粗大化が進行しやすいという問題がある。この点に関して本発明者らが検討した結果、粗大炭化物が、焼入れ時に未固溶で残存すると耐久性向上を阻害する要因となることがわかった。そして焼鈍条件を適切にすれば、粗大な炭化物の低減が図られ、耐久性が更に向上し得ることを見出した。具体的には、後述するように焼鈍条件を適切に制御することによって、円相当直径で500nm以上となるような粗大炭化物の個数密度を 1.8×10^{-2} 個/ μm^2 以下に低減でき、その結果、耐久性を向上することができたのである。なお、粗大炭化物の個数密度は、好ましくは、 1.5×10^{-2} 個/ μm^2 以下、より好ましくは 1.2×10^{-2} 個/ μm^2 以下、更に好ましくは 1.0×10^{-2} 個/ μm^2 以下である。なお、粗大炭化物の個数密度の下限は0である。また、本発明で対象とする炭化物とは、金属組織中に存在するセメンタイト（ Fe_3C ）の他、鋼材成分中の炭化物形成元素（例えばMn、Cr、V、Ti、Nb、Mo、Zr、Ta、Hf）の炭化物を含む趣旨である。

鋼管内表層部の炭化物の個数密度は、以下の方法により測定することができる。任意の横断面（パイプの軸直角断面）を観察するため、切断、樹脂埋め込み、鏡面研磨した後、ピクラール腐食にてエッチングした観察試料を作製する。走査型電子顕微鏡（SEM）で、内周面の最表面から深さ100 μm 位置の表層部を観察（倍率3000倍）する。SEM写真に基づき（測定箇所：3箇所）、画像解析ソフト（Image-Pro）を用いて炭化物面積を測定し、円相当直径に換算する。そして円相当直径で500nm以上の炭化物について、個数密度を測定し、平均する。

[0021] 次に、フェライト・パーライト組織の平均粒径（組織サイズ）と残留オー

ステナイトについて説明する。本発明者らが検討した結果、鋼管内表層部におけるフェライト・パーライト組織の平均粒径と残留オーステナイト量が耐久性に影響を及ぼす要因となることがわかった。従来の中実ばねでは、破壊起点となる外面の耐久性を向上させる手段として、ショットピーニング処理を施していた。しかしながら中空ばねでは、鋼管内表層部をショットピーニング処理することができないため、鋼管内面が破壊起点となりやすいという問題があった。しかし鋼管内表層部の金属組織を適切に制御することで、鋼管内表層部にショットピーニング処理を施さなくても、耐久性を向上できることを見出した。その詳細なメカニズムは明らかでないが、ばね製造工程における焼入れ前の金属組織のうち、フェライト・パーライト組織の平均粒径が微細なほど、また、残留オーステナイト量が少ない組織条件であるほど、焼き入れ後のばねの耐久性が向上することがわかった。詳細な理由は不明であるが、焼き入れ前の金属組織を上記のように制御することによって、焼き入れ後の金属組織が微細化する傾向を示し、そして焼き入れ後の金属組織が微細化されていると高応力下での局所的なひずみ集中が緩和され、その結果、耐久性が向上するものと推察される。

[0022] 本発明においてフェライト・パーライト組織の平均粒径とは、フェライトとパーライトの混合組織の平均粒径のことである。平均粒径は、ナイトールでエッチングした上で、J I S G 0 5 5 1 に記載の方法に準じた比較法によって結晶粒度Gを測定し、下式(1)を用いて平均粒径dに換算し、求めることができる。

$$d = 1 / (\sqrt{8 \times 2^G}) \cdots \text{式 (1)}$$

[0023] なお、J I S G 0 5 5 1 にはフェライト・パーライトの粒度測定に関して、パーライト部分を除いたフェライト部分のみの粒度測定法が記載されているが、本発明では、フェライトおよびパーライトブロック(ノジュール)の粒度をまとめて測定する。パーライトブロック(ノジュール)の測定については、日本金属学会誌、42(1978)、708。(高橋、南雲、浅野)の記載に基づき、エッチング後のコントラストによって結晶単位を判断する

。

具体的に、鋼管内表層部のフェライト・パーライト組織の平均粒径は、以下の方法により測定することができる。任意の横断面（パイプの軸直角断面）を観察するため、切断、樹脂埋め込み、鏡面研磨した後、ナイトール腐食にてエッチングした観察試料を作製する。光学顕微鏡で内表面から100 μ m位置の表層部を観察（100～400倍）し、比較法により結晶粒度を測定し、式（1）から平均結晶粒径に換算する（測定箇所：4箇所）。

[0024] また本発明において、残留オーステナイト以外の金属組織としては、主にフェライト・パーライト組織であるが（「主に」とは、金属組織全体中最も多い体積割合を意味する）、更にベイナイトやマルテンサイトを含む場合がある。なお、本発明では、オーステナイト以外の金属組織の割合については特に限定されない。耐久性向上阻害要因である残留オーステナイトを低減すると共に、上記フェライト・パーライト組織を所定の平均粒径とすることによって耐久性を向上できるからである。

[0025] フェライト・パーライト組織の平均粒径は微細なほど耐久性が向上する傾向を示し、具体的には鋼管内表層部における平均粒径は18 μ m以下とすることが耐久性向上の観点からは必要である。好ましくは15 μ m以下、より好ましくは10 μ m以下、更に好ましくは5 μ m以下とする。フェライト・パーライト組織の平均粒径は微細なほど耐久性が向上する傾向を示すため下限については特に限定されないが、現実的には1nm以上である。

[0026] 一方、鋼管内表層部における残留オーステナイトは、耐久性向上阻害要因であり、フェライト・パーライト組織の平均粒径を微細化しても、残留オーステナイトが多いと、耐久性は向上しにくいことがわかった。したがって鋼管内表層部における残留オーステナイトの含有率は5体積%以下、好ましくは3体積%以下、更に好ましくはゼロとする。

鋼管内表層部の残留オーステナイト含有率は、以下の方法により測定することができる。任意の横断面（パイプの軸直角断面）を観察するため、切断、樹脂埋め込み、湿式研磨の後、電解研磨仕上げを施した観察試料を作製す

る。X線回折によって残留オーステナイト量（単位は体積％）を測定する。

[0027] 本発明の中空ばね用シームレス鋼管は、化学成分組成を適切に調整した鋼材に対して（適切な化学成分組成については後述する）、下記した手順に従って製造することができる。この製造方法における各工程について、より具体的に説明する。

[0028] [中空化手法]

まず中空化手法としては、熱間押しによって素管を作製した後、圧延または抽伸等の冷間加工、および軟化焼鈍、酸洗処理を複数回繰り返し、所定のサイズ（外径、内径、長さ）まで成形する。

[0029] [熱間押し時の加熱温度：1050℃未満]

上記の熱間押しにおいて、その加熱温度は1050℃未満とすることが推奨される。このときの加熱温度が1050℃以上となると、トータル脱炭が多くなる。加熱温度は好ましくは、1020℃以下、より好ましくは1000℃以下である。好ましい加熱温度の下限は特に限定されないが、加熱温度が低すぎると押しが困難となるため、好ましくは900℃以上である。

[0030] [熱間押し後の冷却条件：押し後720℃までの平均冷却速度を1.5℃/秒以上]

上記のような条件で、熱間押しを行なった後、720℃までを比較的速やかに冷却することによって、冷却中の脱炭を軽減することができる。こうした冷却効果を発揮させるためには、720℃までの平均冷却速度を1.5℃/秒以上、好ましくは2℃/秒以上とする。720℃までの平均冷却速度の上限は特に限定されないが、製造コストや制御容易性の観点から工業的には5℃/秒以下が好ましい。なお、720℃以降の冷却は特に限定されず、例えば0.1～3℃/秒程度で冷却すればよい。

[0031] [冷間加工条件]

上記のような制御冷却を行なった後は、冷間加工を施すが、このときの冷間加工としては、抽伸や冷間圧延を繰り返し実施し、所定寸法の鋼管を製造することが望ましい。冷間加工、及びその後の中間焼鈍を複数回行うことに

よって、フェライト・パーライト組織の平均粒径などを上記所定の大きさに微細化することが容易となるからである。

[0032] [焼鈍工程]

上記冷間加工によって所定寸法の鋼管を製造した後、更に焼鈍を行って、粗大炭化物の個数密度や残留オーステナイト量を低減すると共に、フェライト・パーライト組織の平均粒径を制御する。また焼鈍を行うことによって、材料の硬度低減を図ることができる。

[0033] 雰囲気については特に限定されないが、焼鈍をArや窒素、水素などの非酸化性雰囲気下で実施すると、焼鈍中に発生する脱炭を顕著に軽減できる。また、生成スケールが極めて薄くなるため、焼鈍後に実施する酸洗時の浸漬時間を短縮でき、深い酸洗ピット生成抑制に有利である。

[0034] また、焼鈍時の加熱最高温度（焼鈍温度）は、900℃以上とすることが望ましい。焼鈍温度については、従来技術では（前記特許文献2、3）、750℃以下の比較的低温で焼鈍されている。しかしながら、焼鈍温度が750℃以下では、炭化物の粗大化が進行される。本発明では、この点に着目し、焼鈍温度については従来のような低温ではなく、炭化物が溶解するような高温（900℃以上）で焼鈍するようにした。

[0035] 一方、加熱温度が高温になり過ぎるとかえってフェライト・パーライト組織の組織が粗大化する。フェライト・パーライト組織の粗大化を抑制する観点から焼鈍温度は好ましくは950℃以下、より好ましくは940℃以下、更に好ましくは930℃以下とする。

[0036] また、組織を微細化するには焼鈍温度に応じて加熱（焼鈍）時間も制御することが重要である。高温で長時間加熱するとフェライト・パーライト組織が粗大化する。具体的には900℃以上の温度域での滞在時間を10分未満、好ましくは7分以下、より好ましくは4分以下とする。一方、加熱時間が短すぎると粗大炭化物の残存や、材料内の材質不均一を招くため、少なくとも所望の効果が得られるように加熱時間を確保する必要がある。具体的には5秒以上、好ましくは10秒以上、更に好ましくは20秒以上とすることで

粗大炭化物の低減とフェライト・パーライト組織の平均粒径を制御できる。

[0037] [焼鈍後の冷却]

上記温度域での焼鈍後に冷却速度を制御して所定の温度域まで冷却することが望ましい。上記のように従来（750℃以下）よりも高温（900℃以上）で焼鈍を行った場合、高温域ではオーステナイトの粒成長が早いため、高温域での滞在時間を短くし、オーステナイトの粒成長を抑制して微細な組織を保つためである。

[0038] 具体的には900℃から750℃までの温度域の平均冷却速度（冷却速度1）を0.5℃/秒以上、好ましくは1℃/秒以上、更に好ましくは2℃/秒以上とする。また平均冷却速度は、速いほど組織微細化に有効であり、上限は特に限定されないが、冷却速度の制御容易性や冷却速度の効果などを考慮すると工業的に好ましくは10℃/秒以下である。

[0039] また750℃～600℃までの温度域の平均冷却速度（冷却速度2）を1℃/秒未満、好ましくは0.5℃/秒未満で徐冷する。この温度域では、残留オーステナイトの生成を避けるために、高温で十分に変態を進行させておくことが望ましいからである。また平均冷却速度は、好ましくは0.1℃/秒以上である。

[0040] なお、冷却速度（冷却速度1、2）は、1段階目（900℃～750℃）と2段階目（750～600℃）で同一であってもよく、また異なってもよい。好ましくは各冷却段階において所望の効果が得られる冷却速度を設定することである。また600℃以降の冷却速度については特に限定されず、生産設備や製造条件などを考慮して放冷、除冷、急冷のいずれであってもよい。

[0041] 以上のように、本発明の焼鈍工程では、非酸化性雰囲気中にて、900℃以上に加熱し、更に加熱後の900℃～750℃の温度域における平均冷却速度（冷却速度1）を0.5℃/秒以上、750℃～600℃の温度域における平均冷却速度（冷却速度2）は1℃/秒未満とするステップ冷却を特徴とし、これにより、上記所定の粗大炭化物の個数密度、フェライト・パーラ

イト組織の平均粒径、残留オーステナイト量を満足する中空シームレス鋼管が得られる。

[0042] [酸洗工程]

上記のような焼鈍を行った後は、材料表層に少なからずスケールが生成しており、圧延、抽伸等の次工程に悪影響を及ぼすため、硫酸や塩酸等を用いて酸洗処理を実施する。ただし、酸洗処理が長くなると、大きな酸洗ピットが生成し、疵として残存することになる。こうした観点から、酸洗時間を短くすることが有利であり、具体的には30分以内とすることが好ましく、より好ましくは20分以内である。

[0043] なお、本発明では上記冷間加工、焼鈍（焼鈍後の冷却）、酸洗を必要に応じて上記条件で複数回行ってよい。本発明では、最終焼鈍後の粗大炭化物やフェライト・パーライト組織、残留オーステナイトを規定しているが、中間焼鈍などによって組織の微細化などを促進しておくことで、後工程での焼鈍時に炭化物の固溶が促進されると共に、比較的低温、短時間で粗大炭化物の低減やフェライト・パーライト組織の微細化、残留オーステナイト量の低減を図ることができる。

[0044] [内表層研磨工程]

また本発明では、高疲労強度が要求される場合など、必要に応じて、内表面の疵や脱炭層を除去する目的で内表層を研磨・研削する工程を採用してもよい。内表層の研磨・研削量は0.05mm以上、好ましくは0.1mm以上、更に好ましくは0.15mm以上とするのがよい。更に必要に応じて脱脂工程や皮膜処理工程などを行ってもよい。

[0045] 本発明の中空シームレス鋼管は、素材となる鋼材の化学成分組成も適正に調整されていることも重要である。以下、化学成分の範囲限定理由を説明する。

[0046] [C : 0.2~0.7%]

Cは、高強度を確保するのに必要な元素であり、そのためには0.2%以上含有させる必要がある。C含有量は、好ましくは0.30%以上であり、

より好ましくは0.35%以上である。しかしながら、C含有量が過剰になると、延性の確保が困難になるので、0.7%以下とする必要がある。C含有量は、好ましくは0.65%以下であり、より好ましくは0.60%以下である。

[0047] [Si : 0.5~3%]

Siは、ばねに必要な耐へたり性の向上に有効な元素であり、本発明で対象とする強度レベルのばねに必要な耐へたり性を得るには、Si含有量を0.5%以上とする必要がある。好ましくは1.0%以上、より好ましくは1.5%以上である。しかしながら、Siは脱炭を促進させる元素でもあるため、Siを過剰に含有させると鋼材表面の脱炭層形成を促進させる。その結果、脱炭層削除のためのピーリング工程が必要となるので、製造コストの面で不都合である。こうしたことから、本発明ではSi含有量の上限を3%とした。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2.2%以下である。

[0048] [Mn : 0.1~2%]

Mnは、脱酸元素として利用されると共に、鋼材中の有害元素であるSとMnSを形成して無害化する有益な元素である。このような効果を有効に発揮させるには、Mnは0.1%以上含有させる必要がある。好ましくは0.15%以上、より好ましくは0.20%以上である。しかしながら、Mn含有量が過剰になると、偏析帯が形成されて材質のばらつきが生じる。こうしたことから、本発明ではMn含有量の上限を2%とした。好ましくは1.5%以下であり、より好ましくは1.0%以下である。

[0049] [Cr : 3%以下 (0%を含まない)]

冷間加工性を向上させる観点からは、Cr含有量は少ない程好ましいが、Crは焼戻し後の強度確保や耐食性向上に有効な元素であり、特に高レベルの耐食性が要求される懸架ばねに重要な元素である。こうした効果は、Cr含有量が増大するにつれて大きくなるが、こうした効果を優先的に発揮させるためには、Crは0.2%以上含有させることが好ましい。更に好ましくは0.5%以上とするのがよい。しかしながら、Cr含有量が過剰になると

、過冷組織が発生し易くなると共に、セメンタイトに濃化して塑性変形能を低下させ、冷間加工性の劣化を招く。またC r含有量が過剰になると、セメンタイトとは異なるC r炭化物が形成されやすくなり、強度と延性のバランスが悪くなる。こうしたことから、本発明で用いる鋼材では、C r含有量を3%以下に抑えることが好ましい。より好ましくは2.0%以下、更に好ましくは1.7%以下である。

[0050] [Al : 0.1%以下 (0%を含まない)]

Alは、主に脱酸元素として添加される。また、NとAlNを形成して固溶Nを無害化すると共に組織の微細化にも寄与する。特に固溶Nを固定させるには、N含有量の2倍を超えるようAlを含有させることが好ましい。しかしながら、AlはSiと同様に脱炭を促進させる元素でもあるため、Siを多く含有するばね鋼ではAlの多量添加を抑える必要があり、本発明では0.1%以下とした。好ましくは0.07%以下、より好ましくは0.05%以下である。

[0051] [P : 0.02%以下 (0%を含まない)]

Pは、鋼材の靱性や延性を劣化させる有害元素であるため、極力低減することが重要であり、本発明ではその含有量を0.02%以下とする。好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.008%以下に抑えるのが良い。なお、Pは鋼材に不可避免的に含まれる不純物であり、その量を0%にすることは工業生産上困難である。

[0052] [S : 0.02%以下 (0%を含まない)]

Sは、上記Pと同様に鋼材の靱性や延性を劣化させる有害元素であるため、極力低減することが重要であり、本発明では0.02%以下に抑える。好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.008%以下である。なお、Sは鋼に不可避免的に含まれる不純物であり、その量を0%とすることは工業生産上困難である。

[0053] [N : 0.02%以下 (0%を含まない)]

Nは、Al、Ti等が存在すると窒化物を形成して組織を微細化させる効

果があるが、固溶状態で存在すると、鋼材の靱延性及び耐水素脆化特性を劣化させる。本発明では、Nの含有量を0.02%以下とする。好ましくは0.010%以下、より好ましくは0.0050%以下である。

[0054] 本発明で適用する鋼材において、残部は、鉄および不可避免的不純物（例えば、S n, A s等）からなるものであるが、その特性を阻害しない程度の微量成分（許容成分）も含み得るものであり、こうした鋼材も本発明の範囲に含まれるものである。

[0055] また必要によって、更に（a）B：0.015%以下（0%を含まない）、（b）V：1%以下（0%を含まない）、Ti：0.3%以下（0%を含まない）およびNb：0.3%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、（c）Ni：3%以下（0%を含まない）および／またはCu：3%以下（0%を含まない）、（d）Mo：2%以下（0%を含まない）、（e）Ca：0.005%以下（0%を含まない）、Mg：0.005%以下（0%を含まない）およびREM：0.02%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、（f）Zr：0.1%以下（0%を含まない）、Ta：0.1%以下（0%を含まない）およびHf：0.1%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、等を含むことも有効である。これらの成分を含むときの範囲限定理由は、次の通りである。

[0056] [B：0.015%以下（0%を含まない）]

Bは、鋼材の焼入れ・焼戻し後において旧オーステナイト粒界からの破壊を抑制する効果がある。このような効果を発現させるには、Bを0.001%以上含有させることが好ましい。しかしながら、Bを過剰に含有させると、粗大な炭硼化物を形成して鋼材の特性を害する。またBは、必要以上に含有させると圧延材の疵の発生原因にもなる。こうしたことから、Bの含有量を0.015%以下とした。より好ましくは0.010%以下、更に好ましくは0.0050%以下とするのが良い。

[0057] [V：1%以下（0%を含まない）、Ti：0.3%以下（0%を含まない）]

) およびNb : 0.3%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上]

V, Ti およびNbは、C, N, S等と炭・窒化物 (炭化物、窒化物および炭窒化物)、或は硫化物等を形成して、これらの元素を無害化する作用を有する。また上記炭・窒化物を形成して中空鋼管製造時の焼鈍工程やばね製造時の焼入れ工程における加熱時にオーステナイト組織を微細化する効果も発揮する。更に、耐遅れ破壊特性を改善するという効果も有する。これらの効果を発揮させるには、Ti, V およびNbの少なくとも1種を0.02%以上 (2種以上含有させるときは合計で0.2%以上) 含有させることが好ましい。しかしながら、これらの元素の含有量が過剰になると、粗大な炭・窒化物が形成されて靱性や延性が劣化する場合がある。よって本発明では、V, Ti およびNbの含有量を、夫々1%以下、0.3%以下、0.3%以下とすることが好ましい。より好ましくは、V : 0.5%以下、Ti : 0.1%以下、Nb : 0.1%以下である。更には、コスト低減の観点からして、V : 0.3%以下、Ti : 0.05%以下、Nb : 0.05%以下とすることが好ましい。

[0058] [Ni : 3%以下 (0%を含まない) および/またはCu : 3%以下 (0%を含まない)]

Niは表層脱炭を抑制したり、耐食性を向上するのに有効な元素である。Niは、コスト低減を考慮した場合には、添加を控えるためその下限を特に設けないが、表層脱炭を抑制したり耐食性を向上させる場合には、0.1%以上含有させることが好ましい。しかしながら、Ni含有量が過剰になると、圧延材に過冷組織が発生したり、焼入れ後に残留オーステナイトが存在し、鋼材の特性が劣化する場合がある。こうしたことから、Niを含有させる場合には、その含有量を3%以下とする。コスト低減の観点からは、好ましくは2.0%以下、より好ましくは1.0%以下とするのが良い。

[0059] Cuは、上記Niと同様に表層脱炭を抑制したり耐食性を向上するのに有効な元素である。このような効果を発揮させるには、Cuを0.1%以上含

有させることが好ましい。しかしながら、Cuの含有量が過剰になると、過冷組織が発生したり、熱間加工時に割れが生じる場合がある。こうしたことから、Cuを含有させる場合には、その含有量を3%以下とする。コスト低減の観点からは、好ましくは2.0%以下、より好ましくは1.0%以下とするのが良い。

[0060] [Mo : 2%以下 (0%を含まない)]

Moは焼戻し後の強度確保、靱性向上に有効な元素である。しかしながら、Mo含有量が過剰になると靱性が劣化する。こうしたことからMoの含有量は2%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.5%以下とするのが良い。

[0061] [Ca : 0.005%以下 (0%を含まない) 、 Mg : 0.005%以下 (0%を含まない) およびREM : 0.02%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上]

Ca、MgおよびREM（希土類元素）は、いずれも硫化物を形成し、MnSの伸長を防ぐことで、靱性を改善する効果を有し、要求特性に応じて添加することができる。しかしながら、夫々上記上限を超えて含有させると、逆に靱性を劣化させる。夫々の含有量は、Caで0.005%以下、好ましくは0.0030%以下、Mgで0.005%以下、好ましくは0.0030%以下、REMで0.02%以下、好ましくは0.010%以下である。なお、本発明において、REMとは、ランタノイド元素（LaからLuまでの15元素）およびSc（スカンジウム）とY（イットリウム）を含む意味である。

[0062] [Zr : 0.1%以下 (0%を含まない) 、 Ta : 0.1%以下 (0%を含まない) およびHf : 0.1%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上]

これらの元素は、Nと結びついて窒化物を形成し、中空鋼管製造時の焼鈍工程やばね製造時の焼入れ工程における加熱時にオーステナイト組織を微細化する効果がある。但し、いずれも0.1%を超えて過剰に含有させると窒化

物が粗大化し、疲労特性を劣化させるため好ましくない。こうしたことから、いずれもその含有量を0.1%以下とした。より好ましい含有量はいずれも0.050%以下であり、更に好ましい含有量は0.025%以下である。

実施例

[0063] 以下、実施例を挙げて本発明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、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当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。

[0064] 下記表1に示す化学成分組成を有する各種溶鋼（中炭素鋼）を、通常の溶製法によって溶製し、この溶鋼を冷却して分塊圧延後に断面形状が155mm×155mmの角柱形状のビレットとした後、熱間鍛造によって直径：150mmの丸棒に成形し押し出し用ビレットを機械加工により作製した。なお、表1において、REMはLaを20%程度とCeを40～50%程度含有するミッシュメタルの形態で添加した。また表1中、「—」は元素を添加していないことを示す。

[0065] 上記ビレットを用いて、1000℃に加熱して熱間押し出しを行い、外径：54mmφ、内径35mmφの押し出し管を作製し（押し出し後、720℃までの平均冷却速度：1.5℃/秒、720℃から600℃までの平均冷却速度：0.5℃/秒、その後は放冷）、次に冷間加工（抽伸加工：非連続型ドローベンチ、圧延加工：ピルガー圧延機）、焼鈍、酸洗（酸液の種類：5%塩酸、酸洗条件：15分）を複数回繰り返す、外径16mmφ、内径8.0mmφの中空シームレス鋼管を作製した。なお、焼鈍時の雰囲気、焼鈍温度（加熱最高温度）、焼鈍時間（加熱時間）、焼鈍（加熱）後の平均冷却速度（冷却速度1、冷却速度2）は表2に記載の条件で行った。

[0066] 得られた中空シームレス鋼管について、粗大炭化物の個数密度、組織サイズ（平均粒径）、残留オーステナイト量を下記の方法によって調査した。

[0067] （粗大炭化物の個数密度）

鋼管内表層部の炭化物の個数密度に関しては、任意の横断面（パイプの軸直角断面）を観察するため、切断、樹脂埋め込み、鏡面研磨した後、ピクラー腐食にてエッチングした観察試料を作製した。走査型電子顕微鏡（SEM）で、内周面の最表面から深さ100 μ m位置の表層部を観察（倍率3000倍）した。SEM写真に基づき（測定箇所：3箇所）、画像解析ソフト（Image-Pro）を用いて炭化物面積を測定し、円相当直径に換算した。そして円相当直径で500nm以上の炭化物について、個数密度を測定し、平均した。

[0068]（組織サイズ：平均粒径）

鋼管内表層部の組織サイズに関しては、任意の横断面（パイプの軸直角断面）を観察するため、切断、樹脂埋め込み、鏡面研磨した後、ナイトール腐食にてエッチングした観察試料を作製した。光学顕微鏡で内表面から100 μ m位置の表層部を観察（100～400倍）し、比較法により結晶粒度を測定し、式（1）から平均結晶粒径に換算した（測定箇所：4箇所）。

[0069]（残留オーステナイト量）

鋼管内表層部の残留オーステナイト量に関しては、任意の横断面（パイプの軸直角断面）を観察するため、切断、樹脂埋め込み、湿式研磨の後、電解研磨仕上げを施した観察試料を作製した。X線回折によって残留オーステナイト量（単位は体積%）を測定した。残留オーステナイト量が5%以下の場合を○、5%超の場合を×と評価した。

[0070]（疲労強度試験：耐久性）

上記各シームレス鋼管を中空ばねに付与される熱処理を想定した下記条件で焼入れ・焼き戻しを行い、JIS試験片（JIS Z 2274 疲労試験片）に加工した。

[0071]（焼入れ・焼き戻し条件）

焼入れ条件：925 $^{\circ}$ Cで10分間保持し、その後、油冷

焼き戻し条件：390 $^{\circ}$ Cで40分間保持し、その後、水冷

上記試験片（焼入れ・焼き戻した試験片）に、応力：900MPa、回転

速度：1000rpmで回転曲げ疲労試験を行なった。破断までの繰り返し数が 1.0×10^5 回以上を疲労強度が良好（「○」）、 1.0×10^5 回までに破断したものを疲労強度が不十分（「×」）として評価した。そして、この評価結果を、表2（「耐久試験結果」）に示す。

[0072]

[表1]

鋼種No	化学成分組成(質量%) 残部:鉄, 及びP, S以外の不可避の不純物																
	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	B	V	Ti	Nb	Ni	Cu	Mo	Ca,Mg,REM	Zr,Ta,Hf
A1	0.40	2.48	1.21	1.07	0.0315	0.004	0.006	0.0028	0.0048	—	0.180	—	0.41	0.15	—	—	—
A2	0.41	1.72	0.17	1.01	0.0240	0.004	0.003	0.0021	—	0.165	0.060	—	0.31	0.17	—	—	—
A3	0.43	1.90	0.21	0.95	0.0350	0.007	0.007	0.0040	—	0.150	0.070	—	0.60	0.31	—	—	—
A4	0.44	1.60	0.45	0.48	0.0700	0.012	0.013	0.0050	—	—	0.050	0.040	—	0.13	—	Ca:0.0015	—
A5	0.45	1.75	0.70	0.75	0.0020	0.015	0.015	0.0030	—	—	0.090	—	0.15	0.10	—	REM: 0.0017	Zr: 0.04
A6	0.46	1.72	0.18	0.90	0.0250	0.006	0.006	0.0031	—	0.500	—	—	0.20	0.30	—	—	—
A7	0.55	1.41	0.71	0.72	0.0370	0.018	0.018	0.0049	—	0.200	—	—	—	0.6	—	—	—
A8	0.55	1.45	0.70	0.70	0.0280	0.015	0.015	0.0045	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A9	0.60	2.10	0.60	0.17	0.0330	0.020	0.020	0.0040	—	0.100	0.120	0.050	—	—	—	—	—
A10	0.60	2.00	0.75	0.15	0.0300	0.017	0.015	0.0048	0.0050	—	—	—	—	—	—	—	—

[0073]

[表2]

試験 No.	鋼種 No	焼鈍条件			冷却条件		粗大炭化物 の個数密度 (個/ μm^2)	組織サイズ (μm)	残留オー ステナイト	耐久試験 結果 900MPa
		雰囲気	加熱最高 温度($^{\circ}\text{C}$)	加熱時間 <900 $^{\circ}\text{C}$ 以上> (分)	冷却速度1 <900 \sim 750 $^{\circ}\text{C}$ > ($^{\circ}\text{C}/\text{秒}$)	冷却速度2 <750 \sim 600 $^{\circ}\text{C}$ > ($^{\circ}\text{C}/\text{秒}$)				
1	A1	Arガス	920	4	1.7	0.2	0.8×10^{-2}	12	○	○
2	A2	Arガス	920	5	1.8	0.3	0.7×10^{-2}	10	○	○
3	A2	Arガス	920	5	3.2	0.3	0.5×10^{-2}	6	○	○
4	A2	Arガス	920	5	0.4	0.4	0.3×10^{-2}	20	○	×
5	A2	Arガス	920	5	3.2	3.1	0	3	×	×
6	A2	Arガス	900	2	2.1	0.3	0.6×10^{-2}	6	○	○
7	A2	Arガス	950	8	1.9	0.3	0.6×10^{-2}	8	○	○
8	A2	Arガス	1000	5	1.7	0.3	0.3×10^{-2}	27	○	×
9	A3	Arガス	920	1	0.7	0.9	1.1×10^{-2}	7	○	○
10	A3	Arガス	920	1	0.7	0.5	1.1×10^{-2}	8	○	○
11	A3	Arガス	920	5	1.7	0.4	1.1×10^{-2}	11	○	○
12	A3	Arガス	920	20	1.8	0.4	0.5×10^{-2}	19	○	×
13	A3	Arガス	920	60	1.8	0.4	0.3×10^{-2}	21	○	×
14	A3	Arガス	905	2	2.2	0.4	0.4×10^{-2}	5	○	○
15	A3	Arガス	950	9	1.5	0.4	0.1×10^{-2}	15	○	○
16	A3	Arガス	1000	5	1.6	0.4	0.1×10^{-2}	25	○	×
17	A4	Arガス	920	5	1.4	0.4	1.8×10^{-2}	17	○	○
18	A4	大気	680	60 ※1	-	0.3	2.8×10^{-2}	8	○	×
19	A4	大気	750	60 ※1	-	0.3	4.2×10^{-2}	9	○	×
20	A5	Arガス	920	5	1.4	0.4	0.3×10^{-2}	13	○	○
21	A6	Arガス	920	3	1.3	0.3	0.6×10^{-2}	16	○	○
22	A7	Arガス	920	3	1.5	0.3	0.7×10^{-2}	15	○	○
23	A7	Arガス	920	3	1.8	1.5	0.1×10^{-2}	5	×	×
24	A8	Arガス	930	1	1.2	0.3	0.2×10^{-2}	15	○	○
25	A9	Arガス	920	3	1.9	0.4	0	8	○	○
26	A10	Arガス	930	1	1.5	0.3	0.2×10^{-2}	13	○	○

※1: No.18、No.19は650 $^{\circ}\text{C}$ 以上の加熱時間(滞在時間)である。

[0074] これらの結果から明らかなように、適切な成分組成を有する鋼材を適切な条件で製造して得られた中空シームレス鋼管 (No. 1~3、6、7、9~11、14、15、17、20~22、24~26) では、ばねにおける疲

疲労強度が良好なものが得られた。

- [0075] これに対して試験No. 4、5、8、12、13、16、18、19、23)では、製造方法が適切でないので、本発明で規定する要件を満足しないものとなって、疲労強度が劣化していることがわかる。
- [0076] すなわち、試験No. 4は、冷却速度1が遅かった例であり、フェライト・パーライト組織の平均粒径（組織サイズ）が粗大化してしまい、疲労強度（耐久性）が低下している。
- [0077] 試験No. 5、23は、冷却速度2が速すぎた例であり、残留オーステナイト量が多くなってしまい、疲労強度（耐久性）が低下している。
- [0078] 試験No. 8、16は、焼鈍時の加熱最高温度が高い例であり、平均粒径（組織サイズ）が粗大化しており、疲労強度が低下している。
- [0079] 試験No. 12と13は900℃以上での加熱時間が長すぎる例であり、疲労特性（耐久性）が低下している。
- [0080] 試験No. 18、19は、大気中で焼鈍を行い、しかも焼鈍時の温度が低い例である。これらの例では、粗大炭化物の個数密度が多くなっており、疲労強度（耐久性）が低下している。
- [0081] 本出願を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2012年6月11日出願の日本特許出願（特願2012-132104）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

産業上の利用可能性

- [0082] 本発明の中空ばね用シームレス鋼管は、素材としての鋼材の化学成分組成を適切に調整すると共に、鋼管内表層部の各種組織（残留オーステナイト、フェライト・パーライト組織の平均粒径、粗大炭化物）を適切に制御しているため、こうした中空ばね用シームレス鋼管から成形されるばねにおいて十分な疲労強度を確保できるようになる。

請求の範囲

- [請求項1] C : 0.2 ~ 0.7 質量%、Si : 0.5 ~ 3 質量%、Mn : 0.1 ~ 2 質量%、Cr : 0 質量%より大きく 3 質量%以下、Al : 0 質量%より大きく 0.1 質量%以下、P : 0 質量%より大きく 0.02 質量%以下、S : 0 質量%より大きく 0.02 質量%以下、および N : 0 質量%より大きく 0.02 質量%以下を夫々含有し、鋼管内表層部における残留オーステナイト含有率が 5 体積%以下であり、鋼管内表層部におけるフェライト・パーライト組織の平均粒径が $18 \mu\text{m}$ 以下であり、且つ鋼管内表層部に存在する円相当直径で 500nm 以上の炭化物の個数密度が 1.8×10^{-2} 個/ μm^2 以下であることを特徴とする中空ばね用シームレス鋼管。
- [請求項2] 更に、B : 0 質量%より大きく 0.015 質量%以下を含有する請求項 1 に記載の中空ばね用シームレス鋼管。
- [請求項3] 更に、V : 0 質量%より大きく 1 質量%以下、Ti : 0 質量%より大きく 0.3 質量%以下、および Nb : 0 質量%より大きく 0.3 質量%以下よりなる群から選ばれる 1 種以上を含有する請求項 2 に記載の中空ばね用シームレス鋼管。
- [請求項4] 更に、Ni : 0 質量%より大きく 3 質量%以下、および、Cu : 0 質量%より大きく 3 質量%以下のうち少なくとも 1 つを含有する請求項 3 に記載の中空ばね用シームレス鋼管。
- [請求項5] 更に、V : 0 質量%より大きく 1 質量%以下、Ti : 0 質量%より大きく 0.3 質量%以下、および Nb : 0 質量%より大きく 0.3 質量%以下よりなる群から選ばれる 1 種以上を含有する請求項 1 に記載の中空ばね用シームレス鋼管。
- [請求項6] 更に、Ni : 0 質量%より大きく 3 質量%以下、および、Cu : 0 質量%より大きく 3 質量%以下のうち少なくとも 1 つを含有する請求項 5 に記載の中空ばね用シームレス鋼管。
- [請求項7] 更に、Mo : 0 質量%より大きく 2 質量%以下を含有する請求項 1

に記載の中空ばね用シームレス鋼管。

[請求項8] 更に、Ca : 0質量%より大きく0.005質量%以下、Mg : 0質量%より大きく0.005質量%以下、およびREM : 0質量%より大きく0.02質量%以下よりなる群から選ばれる1種以上を含有する請求項1に記載の中空ばね用シームレス鋼管。

[請求項9] 更に、Zr : 0質量%より大きく0.1質量%以下、Ta : 0質量%より大きく0.1質量%以下、およびHf : 0質量%より大きく0.1質量%以下よりなる群から選ばれる1種以上を含有する請求項1に記載の中空ばね用シームレス鋼管。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No. PCT/JP2013/066086
--

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 C22C38/00(2006.01) i, C22C38/38(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, C22C38/38, 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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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 2011-184704 A (Kobe Steel, Ltd., Shinko Metal Products Kabushiki Kaisha), 22 September 2011 (22.09.2011), entire text & US 2012/0325364 A1 & EP 2543747 A1 & WO 2011/108675 A1 & CN 102741444 A & KR 10-2012-0101603 A	1-9
A	JP 2011-184705 A (Kobe Steel, Ltd., Shinko Metal Products Kabushiki Kaisha), 22 September 2011 (22.09.2011), entire text (Family: none)	1-9

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 15 August, 2013 (15.08.13)	Date of mailing of the international search report 27 August, 2013 (27.08.13)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/066086

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2010-265523 A (Kobe Steel, Ltd., Shinko Metal Products Kabushiki Kaisha), 25 November 2010 (25.11.2010), entire text & US 2012/0070682 A1 & EP 2434028 A1 & WO 2010/131754 A1 & KR 10-2012-0010261 A & CN 102428199 A	1-9
A	JP 2007-125588 A (Shinko Metal Products Kabushiki Kaisha, NHK Spring Co., Ltd.), 24 May 2007 (24.05.2007), entire text (Family: none)	1-9

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/38(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 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00, C22C38/38, 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	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2013年
日本国実用新案登録公報	1996-2013年
日本国登録実用新案公報	1994-2013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 2011-184704 A (株式会社神戸製鋼所、神鋼メタルプロダクツ株式会社) 2011.09.22, 全文 & US 2012/0325364 A1 & EP 2543747 A1 & WO 2011/108675 A1 & CN 102741444 A & KR 10-2012-0101603 A	1-9
A	JP 2011-184705 A (株式会社神戸製鋼所、神鋼メタルプロダクツ株式会社) 2011.09.22, 全文 (ファミリーなし)	1-9

 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

15.08.2013

国際調査報告の発送日

27.08.2013

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)
郵便番号100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

岸 智之

4K

4427

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2010-265523 A (株式会社神戸製鋼所、神鋼メタルプロダクツ株式会社) 2010.11.25, 全文 & US 2012/0070682 A1 & EP 2434028 A1 & WO 2010/131754 A1 & KR 10-2012-0010261 A & CN 102428199 A	1-9
A	JP 2007-125588 A (神鋼メタルプロダクツ株式会社、日本発条株式会社) 2007.05.24, 全文 (ファミリーなし)	1-9