

(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8月8日(08.08.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/115404 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/02 (2006.01)
C21D 7/06 (2006.01) C22C 38/34 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/052641
- (22) 国際出願日: 2013年1月30日(30.01.2013)
- (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 2012-021251 2012年2月2日(02.02.2012) JP
- (71) 出願人: 日本発條株式会社(NHK SPRING CO., LTD.) [JP/JP]; 〒2360004 神奈川県横浜市金沢区福浦3丁目10番地 Kanagawa (JP).
- (72) 発明者: 黒川 真平(KUROKAWA, Shimpei); 〒2360004 神奈川県横浜市金沢区福浦3丁目10番地 日本発條株式会社内 Kanagawa (JP). 鈴木 健(SUZUKI, Takeshi); 〒2360004 神奈川県横浜市金沢区福浦3丁目10番地 日本発條株式会社内 Kanagawa (JP). 小野 芳樹(ONO, Yoshiki); 〒2360004 神奈川県横浜市金沢区福浦3丁目10番地 日本発條株式会社内 Kanagawa (JP). 柴入 紘介(SHIBAIRI, Kosuke); 〒2360004 神奈川県横浜市金沢区福浦3丁目10番地 日本発條株式会社内 Kanagawa (JP).
- (74) 代理人: 末成 幹生(SUENARI, Miki); 〒1040031 東京都中央区京橋一丁目6番13号 アサコ京橋ビル3階 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, 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, 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: COILED SPRING AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: コイルばねおよびその製造方法

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a coiled spring exhibiting excellent fatigue resistance, while reducing material costs and simplifying the manufacturing process thereof without reducing yields. This coiled spring has, in mass%, 0.5-0.7% of C, 1.0-2.0% of Si, 0.1-1.0% of Mn, 0.1-1.0% of Cr, not more than 0.035% of P, and not more than 0.035% of S, the remainder comprising iron and unavoidable impurities. An arbitrary wire cross section includes, expressed as an area ratio, at least 65% of bainite, and 4-13% of retained austenite. The average C concentration in the retained austenite is 0.65-1.7%. When a cross-sectional circle equivalent diameter of the wire cross section is D (mm), a compressive residual stress layer is formed extending from a surface to within the range of 0.35mm-D/4, the maximum compressive residual stress is 800-2000MPa, the hardness at the centre is 50-650HV, a high-hardness layer which is 50-500HV harder than the hardness at the centre is formed having a depth from the surface in the range of 0.05-0.3mm, and both end surfaces are ground flat.

(57) 要約: 歩留りを低減させることなく材料コストの低減や製造工程の簡略化を図るとともに、耐疲労性に優れたコイルばねを提供する。本発明のコイルばねは、質量%で、C: 0.5~0.7%、Si: 1.0~2.0%、Mn: 0.1~1.0%、Cr: 0.1~1.0%、P: 0.035%以下、S: 0.035%以下、残部が鉄及び不可避免不純物からなり、任意の素線横断面において、面積比率でベイナイトを65%以上、残留オーステナイトを4~13%含み、残留オーステナイト中の平均C濃度が0.65~1.7%であり、素線横断面の横断面円相当直径をD(mm)としたときに、圧縮残留応力層が表面から0.35mm~D/4の範囲まで形成され、最大圧縮残留応力が800~2000MPaであり、中心の硬さが50~650HVであり、表面から深さ0.05~0.3mmの範囲に、中心の硬さより50~500HV大きい高硬度層が形成され、両端面が平坦に研削されている。

WO 2013/115404 A1

明 細 書

発明の名称： コイルばねおよびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、耐疲労性に優れたコイルばねに係り、特に、両端面が座研磨されたコイルばねおよびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] たとえば自動車のエンジン用弁ばね材料としては、JIS規格で炭素鋼オイルテンパー線（SWO-V）、Cr-V鋼オイルテンパー線（SWOCV-V）、Si-Cr鋼オイルテンパー線（SWOSC-V）などがあり、従来、耐疲労性や耐へたり性の観点からSi-Cr鋼オイルテンパー線が広く使用されている。近年、自動車の燃費向上のため弁ばねは軽量化が強く要求されており、素線の引張強さはばねの設計応力の増加を図るため上昇する傾向にある。しかしながら、JIS規格のオイルテンパー線のように、金属組織が焼戻しマルテンサイトの場合、素線の高強度化に伴い疵あるいは介在物等の欠陥に対する切欠き感受性が著しく増加するため、冷間ばね成形（コイリング）時の折損や、使用中に脆性的な破壊形態を示す傾向が強くなることが問題となっていた。

[0003] また、コイルばねにおいては、コイリング時に圧縮外力を受けた方向にはコイリング後に引張残留応力が発生し、コイリング時に引張外力を受けた方向にはコイリング後に圧縮残留応力がそれぞれ発生するため、素線の引張強さが高いほどこれら残留応力値が大きくなる傾向があった。さらに、コイルばねを圧縮変形させた場合、コイルばねの内側表面において最も高い引張応力が付加されることが知られている。したがって、冷間成形したコイルばねを圧縮変形させる場合、コイル内側はコイリング後の引張残留応力に加え、ばね圧縮時の高い引張応力が重畳し、疲労破壊の起点となる場合が多い。

[0004] そのため、ばねは高い作用応力に対して耐疲労性を維持する必要があり、これに対する一つの手段としては素線表層に高くかつ深い圧縮残留応力を形

成することが挙げられる。ばねは、ショットピーニングにより素線表層に圧縮残留応力を形成することで耐疲労性を向上することが広く行われてきた。

[0005] しかしながら、近年、素線は高硬度化に伴い降伏強度が増加し、ショットピーニングにより与えられる表層の塑性ひずみ量は減少し、圧縮残留応力層（表面から圧縮残留応力がゼロとなる位置までの距離、以下同様）を深く形成することは困難となりつつある。

[0006] また、ショットピーニングにより最表層の圧縮残留応力を高めることにより、表面を起点とした早期折損は抑制されつつあるものの、作用応力と残留応力の合成応力（素材内部が受ける正味応力）分布が径方向で最大となる深さは、素線径や作用応力等によるが表面から200～600 μ m程度の領域である。そして、その範囲の中に20 μ m程度の介在物が存在すると、介在物に、素材の疲労強度を上回り折損起点となる程度の応力集中が生じる。そこで、これらの課題を解決すべく以下の方法が提案されている。

[0007] 特許文献1には、JIS規格鋼の化学成分にV等の元素を添加したオイルテンパー線材を用いて製造した耐疲労性に優れたばねについて記されている。しかし、これら添加元素は結晶粒の微細化等により鋼材の靱性を高め、確かに耐疲労性の向上に寄与するが、材料コストが高くなる問題があった。

[0008] 特許文献2には、Ba、Al、Si、MgまたはCaの添加量を調整した鋼材を用いて成形した疲労特性に優れたSiキルド鋼線ばねに関して記されている。しかし、これら添加元素をバランスよく含有させるためには鋼精錬工程上の管理が著しく困難となり、結果的に高コストになってしまうことが推察される。

[0009] 特許文献3には、鋼の化学成分を調整し、疲労起点となる介在物の大きさを小さくするとともに結晶粒径を小さくすること等により疲労強度に優れたばねが開示されている。そのようなばねでは、疲労強度の増加はみられるが、その疲労強度レベル（最大せん断応力 τ_{max} =約1200MPa）は近年の軽量高強度弁ばねに要求される実用強度（ τ_{max} =約1300～1400MPa）と比較して低い。

- [0010] また、特許文献3ではさらに高い疲労強度を得るために窒化処理を追加することが記載されている。しかしながら、窒化によって表面硬度の増加による耐疲労性の向上が見込めるものの、窒化処理後に疲労強度を低下させる原因となり得る表層の鉄窒素化合物を完全に除去しなくてはならず、製造工程が複雑になり、かつ窒化処理費用も高いため結果的に高コストになる。
- [0011] 特許文献4には、硬引線（（フェライト＋パーライト）組織またはパーライト組織の伸線加工線材）を用いて、コイルばね成形後におけるコイル内側とコイル外側の残留応力の差（残留応力差）を500MPa以下に制御することによって成される疲労強度に優れた硬引きばねが開示されている。特許文献4は、従来広く使用されているオイルテンパー線を製造するために必要な焼入れ、焼戻し処理のコストを削減できるメリットはあるが、残留応力差を500MPa以下にするためには鋼の化学成分を調整する他に、ばね成形後400℃以上で焼鈍する必要がある、素材の強度が低下し、結果的に近年の要求に応えられる高強度のばねを得ることは困難であった。
- [0012] 特許文献5には、JIS規格ばね鋼の化学成分にMoやV等を添加し、オーステンパー処理をした冷間ばね成形性に優れた高疲労強度ばね用鋼線が開示されている。この技術は、降伏比（引張強度に対する降伏強度の割合）を0.85以下とすることで、冷間ばね成形後に残留するコイル内側の引張残留応力を小さくすることを目的としたものである。
- [0013] しかしながら、降伏比が0.85以下の線材を用いてコイルリングし、かつ、冷間成形後に焼鈍を行ってもばね成形後に発生した引張残留応力を内部に亘って十分低下させることは難しく、その後ショットピーニングを行っても深い圧縮残留応力を形成することは困難であり、耐疲労性の向上にも限界があった。また、特許文献5では組織の構成や比率について記載していない。
- [0014] 加えて、特許文献1～5では、製品の歩留りが悪い、または歩留りを向上させるためには過大な費用が必要と考えられる。

先行技術文献

特許文献

- [0015] 特許文献1：特開昭64-83644号公報
特許文献2：特開2008-163423号公報
特許文献3：特開2005-120479号公報
特許文献4：特許第4330306号
特許文献5：特開平2-57637号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0016] 本発明は、上記従来技術の有する課題を解決するためになされたもので、歩留りを低減させることなく材料コストの低減や製造工程の簡略化を図るとともに、耐疲労性に優れたコイルばねおよびその製造方法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

- [0017] 本発明者等は、高強度弁ばねの疲労強度について鋭意研究した。その結果、コイリング後に発生する残留応力は、鋼成分やコイリング後の焼鈍条件の調整によりある程度低減させることは可能であるが、鋼の高強度を維持しつつ疲労に対して無害化することは根本的に困難であることから、コイリング後にばねをオーステナイト化温度まで加熱し、コイリングで発生した残留応力を実質的にゼロとすることが有効であるとの結論に至った。
- [0018] また、オーステナイト化温度まで加熱したばねに対して、引き続きオーステンパー処理を特定の条件で行い、強度と延性及び靱性のバランスに優れた組織とすることで、母材自体の耐疲労性が向上することを見出した。また、次いで座研磨を行うことにより、オーステンパー処理に伴う変形によりばらついたばねの自由長を、均一の長さに揃えることで歩留りの低減を防ぎ、さらに、次いでショットピーニングを行うことにより、素線表層の残留オーステナイトが加工誘起変態によりマルテンサイトに変態し、このとき体積膨張を伴うため表層に高くかつ深い圧縮残留応力が形成され、疲労き裂の進展を抑制し耐疲労性の向上に寄与することが判った。
- [0019] そして、本発明者等は、表層に高くかつ深い圧縮残留応力が形成されたコ

イルばねは、素材としてJIS規格のオイルテンパー線やこれと同組成の硬引線等の低廉材を用いることができる他、適切な熱履歴条件を選定して所定の組織を構成するとともに合金元素の濃度の条件を満たせば、特に複雑な熱処理工程を用いず、後の工程で通常のショットピーニングを用いることにより製造できることを見出した。また、従来行われていたコイルリング後の歪取り焼鈍は、コイルリング後残留応力をゼロにする熱処理を行うことで、省略することが可能となった、また、従来行われていた窒化処理を省略しても市場要求に応じた高耐疲労性を有することで処理コストの低減や工程の簡略化が図れることが判った。

[0020] 本発明のコイルばねは、上記知見に基づいてなされたもので、質量%で、C：0.5～0.7%、Si：1.0～2.0%、Mn：0.1～1.0%、Cr：0.1～1.0%、P：0.035%以下、S：0.035%以下、残部が鉄及び不可避不純物からなる成分を有し、任意の素線横断面において、面積比率でベイナイトを65%以上、残留オーステナイトを4～13%含む組織を有し、残留オーステナイト中の平均C濃度が0.65～1.7%であり、任意の素線横断面の残留応力分布において、該素線横断面の横断面円相当直径をD（mm）としたときに、圧縮残留応力層が表面から0.35mm～D/4の範囲まで形成され、その最大圧縮残留応力が800～2000MPaであり、任意の素線横断面のビッカース硬さ分布において、中心の硬さが550～650HVであり、表面から深さ0.05～0.3mmの範囲に、前記中心の硬さより50～500HV大きい高硬度層が形成され、両端面が平坦に研削されていることを特徴とする。

[0021] また、本発明のコイルばねの製造方法は、質量%で、C：0.5～0.7%、Si：1.0～2.0%、Mn：0.1～1.0%、Cr：0.1～1.0%、P：0.035%以下、S：0.035%以下、残部が鉄及び不可避不純物からなる成分を有する線材をコイルばねに成形する成形工程と、Ac3点～（Ac3点+250℃）の温度でオーステナイト化した後、20℃/秒以上の速度で冷却し、Ms点～（Ms点+60℃）の温度で400秒以

上保持し、次いで20℃/秒以上の冷却速度で室温まで冷却する熱処理工程と、熱処理工程の後にコイルばねの両端面を平坦に研削する座研磨工程と、座研磨工程の後にコイルばねにショットを投射するショットピーニング工程とを備えたことを特徴とする。

[0022] ここで、Ac3点とは材料が加熱中にフェライト+オーステナイトの2相域からオーステナイト単相域に移行する境界温度であり、Ms点とは冷却中にマルテンサイトが生成を開始する温度である。また、本発明における「中心」とは、横断面が円形であれば円の中心であるが、例えば短形や楕円形など円形でない場合には重心を意味する。

発明の効果

[0023] 本発明によれば、高価な合金元素を含有せず、入手が容易なJIS規格のばね鋼組成の鋼線を用い、複雑な熱処理や表面硬化処理を必要とせず、素線表層に高硬度層と厚い高圧縮残留応力層を有する耐疲労性に優れたばねを得ることができる。また、本発明のばねは、合金元素量が少なくリサイクル性にも優れ、かつ製造工程の簡略化や、処理時間の短縮化による生産性の向上や省エネルギー化が可能である。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]本発明の実施例において素線横断面の同一エリアにおける反射電子像による観察結果(a)、C元素マップによる測定結果(b)、結晶構造(相)マップによる測定結果(c)を示す組織図である。

[図2]図1(b)のI~II線上のC濃度分析結果を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0025] まず、本発明に用いる鋼の化学成分の限定理由について説明する。なお、以下の説明において「%」は「質量%」を意味する。

[0026] C: 0.5~0.7%

Cは、1800MPa以上の高強度を確保するためと、室温で所望の残留オーステナイト比率を得るために重要な元素であり、0.5%以上含有させることが必要である。しかし、C濃度が過剰になると、軟質相である残留オ

ーステナイト比率が増え過ぎて所望の強度を得ることが困難になるため、0.7%以下に抑える。

[0027] Si: 1.0~2.0%

Siは、ベイナイトの構成要素であるベイニティックフェライトからオーステナイトへCが排出される際にオーステナイト地からの炭化物の生成を抑制する作用を持ち、本発明の要件にあるCが高濃度で固溶した残留オーステナイトを得るためには不可欠の元素である。また固溶強化に寄与する元素であり、高強度を得るために有効な元素であるため1.0%以上含有させる。ただし、Si量が過剰であると、軟質な残留オーステナイト比率が高くなり、逆に強度の低下を招くため2.0%以下に抑える。

[0028] Mn: 0.1~1.0%

Mnは、精錬中の脱酸元素として添加されるが、一方でオーステナイトを安定化させる元素でもあるため、本発明の要件にある残留オーステナイトを得るためには0.1%以上含有させる。一方、含有量が過剰であると偏析が生じ加工性が低下しやすくなるため、1.0%以下に抑える。

[0029] Cr: 0.1~1.0%

Crは、鋼材の焼入れ性を高めて高強度を容易に向上できる元素である。また、パーライト変態を遅延させる作用もあり、オーステナイト化加熱後の冷却時に安定してベイナイト組織を得る（パーライト生成を抑制する）ことができるため、0.1%以上含有させる。ただし、1.0%を超えて過剰に含有すると鉄炭化物を生じ易くなり、残留オーステナイトが生じ難くなるため、1.0%に抑える。

[0030] P, S: 0.035%以下

PおよびSは、粒界偏析による粒界破壊を助長する元素であるため、低い方が望ましいが不可避不純物であり、上限は0.035%とする。PおよびSは、好ましくは、0.01%以下である。

[0031] 次に、任意の横断面における組織の面積比率の限定理由について説明する。なお、以下の説明において「横断面」とは、コイルばねの素線の長手方向

と直交する断面をいう。

[0032] ベイナイト：65%以上

ベイナイトとは、オーステナイト化された鋼材を550℃程度以下でマルテンサイト変態開始温度を超える温度域にて等温変態させることによって得られる金属組織であり、ベイニティックフェライトと鉄炭化物で構成される。素地のベイニティックフェライトは転位密度が高く、また鉄炭化物は析出強化効果があるため、ベイナイト組織をもって強度を高めることができる。さらに、本発明の製法によれば、ベイナイト組織は鉄炭化物がベイニティックフェライト地に微細析出した構造であり、粒界強度の低下が少なく高強度であっても延靱性の低下が小さい。このように、ベイナイトは高強度と高延性を得るために不可欠な組織であり、その面積比率は高いほど望ましく、高強度及び高延性を得るためには65%以上が必要である。

[0033] 一方、等温保持中の未変態オーステナイトは、その後室温まで冷却されることによりマルテンサイトや残留オーステナイトとなる。ベイナイト面積比率が65%未満となる条件は、等温保持時間が短いことを意味し、その段階での未変態オーステナイト中のCの濃縮度は小さいため、その後の冷却によりマルテンサイト比率が高くなる。したがって、ベイナイト面積比率が65%未満となる場合は、マルテンサイトが多くなるため高強度は得られるが、切欠き感受性が著しく高くなるため、優れた耐疲労性を得ることはできない。

[0034] 残留オーステナイト：4～1.3%

残留オーステナイトは、TRIP (Transformation-induced plasticity; 変態誘起塑性) 現象による延性及び靱性の増加に起因した切欠き感受性の低減に有効である。また、残留オーステナイトはき裂先端の応力集中部で加工 (または歪み) 誘起マルテンサイト変態 (Deformation (Strain) Induced Martensitic Transformation) により体積膨張し、その周囲の拘束力によって圧縮応力が働き、応力集中度を軽減することでき裂の進展速度を低下させる作用があると考えられる。さらに、残留オーステナイトは、ショットピーニ

ング工程で加工誘起変態によりマルテンサイトに変態する。このとき体積膨張を伴うため、表層に高くかつ深い圧縮残留応力を形成することができる。残留オーステナイト比率は、ショットピーニングによる表面加工層では内部よりも低くなっているが、上記したき裂の進展の抑制効果を発揮するには任意の横断面において4%以上必要であり、過剰であると材料強度の低下が著しいため、13%以下に抑える。

[0035] 残留オーステナイト中の平均C濃度：0.65～1.7%

残留オーステナイトは、そのC濃度が高いほど加工誘起マルテンサイト変態を開始する引張ひずみが高いため、結果的に高い延性及び靱性に起因した切欠き感受性の低下に寄与する。また、残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態における体積膨張率は、残留オーステナイトのC濃度が高いほど大きく、き裂先端における応力集中の緩和や高く深い圧縮残留応力の生成を促進するため、耐疲労性の向上により有効であると考えられる。残留オーステナイト中の平均C濃度は、後述する圧縮残留応力分布（800MPa以上の最大圧縮残留応力）を得るため0.65%以上必要である。一方、残留オーステナイト中のC濃度が高くなりすぎると残留オーステナイトは著しく安定化し、これにより加工誘起変態しないまま単なる軟質相としてのみ作用するため1.7%を上限とする。

[0036] 次に、ばねの横断面における諸特性の限定理由について説明する。

表層の圧縮残留応力分布

表層の圧縮残留応力は主にショットピーニングにより与えられる。ただし、本発明では通常のショットピーニングで得られる圧縮残留応力に加え、素材にもともと存在する残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態によりさらに高く深い圧縮残留応力が形成される。表層の圧縮残留応力層の深さは、横断面の円相当直径をD（mm）としたときに、表面から0.35mm～D/4とする。これは、表面から深さ200μm～D/4程度の範囲は、例えば、ばねの素線径が1.5～15mmの範囲において、外部負荷による作用応力と残留応力との合成応力を考慮すると、疲労破壊の起点となりや

すい箇所であるため、本厚さが0.35mm未満では内部起点の疲労破壊を抑制するには不十分である。

[0037] 一方、上記圧縮残留応力層の厚さが厚過ぎると、鋼材全体の応力バランスを維持するために、圧縮残留応力がゼロとなる深さ（クロッシングポイント）よりさらに内側に存在する引張残留応力が著しく高くなり、この引張応力が外部負荷によりばね素線に発生する引張応力に加わってき裂の発生を促進するため、 $D/4$ を上限とする。

[0038] 上記圧縮残留応力層の最大圧縮残留応力は800~2000MPaとする。表層の最大圧縮残留応力は疲労亀裂の発生および進展を抑制するために高いことが望ましく、高設計応力で使用することを考慮すると、最大値は800MPa以上必要である。一方、表層の最大圧縮残留応力が著しく高い場合、前述したようにクロッシングポイントより深い内部での応力バランスに起因した引張残留応力により内部破壊が発生する恐れが強まるため、2000MPaを上限とする。

[0039] 硬度分布

ばね中心（重心）の硬さはばねに必要な荷重に耐え得る強度を確保するために550HV以上必要である。一方、硬さが過剰に高い場合は通常伸びが小さくなるとともに鋼材自体の切欠き（き裂）感受性が増加し、疲労強度が低下する恐れがあるため、650HV以下に抑える。一方、ばねの表面の高硬度層はき裂の発生を抑制するために非常に効果的であり、中心（重心）の硬さより50HV以上大きいことが必要である。しかし、高硬度層の硬さが高過ぎると脆くなるため、増加幅の上限は500HV以下である。さらに上記高硬度層の厚さは、き裂の発生を抑制するため0.05mm以上必要であるが、厚過ぎると鋼材自体の靱性低下を招くため0.3mm以下に抑制する。

[0040] なお、本発明では、必須ではないがマルテンサイトを含むことができ、所望の引張強さを確保する場合に面積比率で5~30%存在させることができる。マルテンサイトの面積比率が30%を超えると高強度は得られるが、切

欠き感受性が高くなるため、優れた耐疲労性を得ることはできない。

[0041] 次に、本発明のコイルばねの製造方法について説明する。本発明のコイルばねは、上記化学成分の線材に対し、コイルリング工程の後、 $A c 3$ 点～($A c 3$ 点+ $250^{\circ}C$)の温度でオーステナイト化後、 $20^{\circ}C$ /秒以上の速度で冷却し、 $M s$ 点～($M s$ 点+ $60^{\circ}C$)の温度で400秒以上保持し、次いで $20^{\circ}C$ /秒以上の冷却速度で室温まで冷却する熱処理工程の後、ばねの両端面を研削する座研磨工程後、ショットピーニング工程を行うことによって製造される。 $A c 3$ 点以上に加熱する前の鋼の組織については特に制限されない。例えば、熱間鍛造や線引き加工した条鋼材を素材として使用できる。以下に、各工程について説明し、必要に応じて限定理由を述べる。

[0042] コイルリング工程

コイルリング工程は、所望のコイル形状に冷間成形する工程である。成形方法はばね形成機(コイルリングマシン)を用いる方法や、芯金を用いる方法等を利用すればよい。

[0043] 熱処理工程

コイルリング後のばねをオーステナイト化後、冷却して等温保持し、その後冷却する処理である。等温保持は例えばソルトバスにばねを浸漬することで行うことができるが、それに限定されるものではなく鉛浴を用いるなど任意の方法を適用することができる。オーステナイト化を行う前の鋼の組織については特に制限されない。たとえば、熱間鍛造や線引き加工した条鋼材を素材として使用できる。オーステナイト化の温度は、 $A c 3$ 点～($A c 3$ 点+ $250^{\circ}C$)である。 $A c 3$ 点未満ではオーステナイト化せず、所望の組織を得ることができない。また、($A c 3$ 点+ $250^{\circ}C$)以上では、旧オーステナイト粒径が粗大化しやすくなり、延性の低下を招く恐れがある。

[0044] オーステナイト化後に等温保持する温度までの冷却速度は速いほど良く、 $20^{\circ}C$ /秒以上の冷却速度で行う必要があり、好ましくは $50^{\circ}C$ /秒以上である。この冷却速度が $20^{\circ}C$ /秒未満では、冷却途中でパーライトが生成し、本発明で規定する組織構成を得ることができない。等温保持する温度はM

s点～(Ms点+60℃)である必要があり、これは本発明のばねの製造方法として非常に重要な制御因子である。Ms点未満では変態初期に生成するマルテンサイトが延性の向上を阻害するほか、本発明で規定するベイナイト比率を得ることができない。

[0045] 一方、等温保持する温度が(Ms点+60℃)を超える場合は、残留オーステナイト比率が高くなり過ぎ、引張強さが低下し、コイルばねとして荷重に耐える強度を得ることができない。等温保持する時間は、400秒以上である必要があり、これも本発明の製造方法として非常に重要な制御因子である。400秒未満ではベイナイト変態がほとんど進行しないため、ベイナイト比率が小さく、本発明に規定する組織を得ることはできない。なお、等温保持する時間が長過ぎても生成されるベイナイト量は飽和し、生産コストの増大を招くので、3時間以内とするのが望ましい。

[0046] 等温保持後の冷却速度は、均一な組織を得るため速いほど良く、20℃/秒以上の冷却速度が必要であり、好ましくは50℃/秒以上である。具体的には油冷や水冷が良い。一方、冷却速度が20℃/秒未満では、鋼材表面と内部で組織が不均一に成りやすく、本発明に規定する組織を得ることができない場合がある。

[0047] 座研磨工程

ばねの両端面をばねの軸芯に対して直角な平面になるように研削する工程である。従来の熱処理を行わないばねの製造工程においては、コイリングで発生した歪みを低減する歪取り焼鈍の後に行われるのが一般的である。しかし、本発明においては、熱処理に伴う変形によるばらついた自由長を均一に揃える目的で行うため、熱処理工程の後に実施する必要がある。

[0048] ショットピーニング工程

ショットピーニングは、ばねに金属粒を衝突させ、表面に圧縮残留応力を付与するもので、これによりばねの耐疲労性が著しく向上する。本発明では通常のショットピーニングで得られる圧縮残留応力に加え、残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態によりさらに高く深い圧縮残留応力が形

成される。ショットピーニングで使用するショットは、カットワイヤやスチールボール、FeCrB系などの高硬度粒子等を用いることができる。また、圧縮残留応力は、ショットの球相当直径や投射速度、投射時間、および多段階の投射方式で調整することができる。

[0049] セッチング工程

セッチングは、塑性ひずみを与えることにより、弾性限が向上することと、使用時のへたり量（永久変形量）を低減するために任意的に行う。また、セッチングにより残留オーステナイトが加工誘起マルテンサイトに変態する。200～300℃でセッチングを行う（温間セッチング）ことにより、耐へたり性を一層向上させることができる。

実施例 1

[0050] 表1に示す成分からなるオイルテンパー線材を用いて、コイリングマシンにより所定形状に冷間コイリング後、表3に記載の条件で熱処理を行った。熱処理は、ばねを加熱炉でAc3点～（Ac3点+250℃）に加熱してオーステナイト化し、表3に示す温度T℃に保持したソルトバスに時間t（秒）保持し、その後冷却した。次いで、コイルばねの両端面を研削する座研磨を行った後、ショットピーニングを行った。ショットピーニングでは、第一段目として球相当直径が0.9mmのラウンドカットワイヤーを、第二段目として球相当直径が0.6mmのラウンドカットワイヤーを、第三段目として球相当直径が0.2mmの砂粒をそれぞれ使用した。さらに、ばねを250℃に加熱後、最大せん断応力 $\tau = 1500\text{MPa}$ 相当のセッチングを行った。こうして製造したばねの諸元を表2に示す。このようにして得られたばねに対し、以下の通り諸性質を調査し、その結果を表3に示す。

[0051] [表1]

鋼種	化学成分 (mass%) 残部は鉄および不可避免的不純物						Ac3 (°C)	Ms (°C)
	C	Si	Mn	Cr	P	S		
SWOSC-V	0.57	1.42	0.66	0.67	0.010	0.008	806	284

[0052]

[表2]

鋼種	SWOSC-V
線径	4.1mm
平均コイル直径	24.6mm
総巻き数	5.75
有効巻き数	3.25
巻き方向	右巻き
自由高さ	56.5mm
ばね定数	57.3N/mm

[0053] [表3]

No	T (°C)	t (s)	ベイナイト (B) 面積比率 (%)	残留オーステナイト (γ _R) 面積比率 (%)	残留オーステナイト中 C濃度 (mass%)	中心硬さ (HV)	中心硬さより 50~500HV 高い表面層の 厚さ (mm)	最大圧縮残留応力 (MPa)	圧縮残留層の 厚さ (mm)	耐疲労性	
1	250	1200	72.2	11.7	0.58	678	0.07	874	0.36	×	比較例
2	300	300	6.2	7.8	0.59	704	0.06	788	0.32	×	比較例
3	300	1200	81.2	8.6	1.22	614	0.09	972	0.46	○	本発明
4	300	2400	83.5	7.3	1.37	598	0.12	1017	0.50	○	本発明
5	350	1200	73.6	16.5	1.52	515	0.04	561	0.28	×	比較例

[0054] [組織の相の区別および残留オーステナイト中のC濃度]

組織の相の区別は、断面を研磨した試料を3%ニタール液に数秒間浸漬し、その後の組織を用いて次のように行った。まず、ベイナイトはニタールにより容易に腐食されるため、光学顕微鏡写真では黒色または灰色に見え、一方マルテンサイトと残留オーステナイトはニタールに対する耐食性が高いため光学顕微鏡では白色に見える。この特性を利用し、光学顕微鏡写真を画像処理することでベイナイト（黒色及び灰色部）比率と、マルテンサイトおよび／または残留オーステナイト（白色部）の合計比率を求めた。残留オーステナイト比率は、バフ研磨仕上げの試料に対し、X線回折法を用いて求めた。マルテンサイト比率は、上記光学顕微鏡写真から求めたマルテンサイトと残留オーステナイトの合計比率から、X線回折で求めた残留オーステナイト比率を差し引くことにより求めた。残留オーステナイト中の平均C濃度は、X線回折でオーステナイトの(111)、(200)、(220)及び(311)の各回折ピーク角度から求めた格子定数a (nm)を用い、以

下に示す関係式により算出した。これらの結果を表3に併記する。

[数1]

$$a \text{ (nm)} = 0.3573 + 0.0033 \times (\text{mass}\% \text{C})$$

[0055] また、この妥当性を他の手段により評価した。図1に、本発明の実施例No. 3について、素線横断面の外周表面から中心に向かって1.025mmにある同一エリアにおける反射電子像(SEM(Scanning Electron Microscopy)による観察結果)、C元素マップ(FE-EPMA(Field Emission Electron Probe Micro Analyze)による測定結果)、結晶構造(相)マップ(EBSD(Electron Backscatter Diffraction)による測定結果)、および図2に図1(b)中I~II線状のC濃度分析結果を示す。残留オーステナイトは個々でC濃度が異なり、図1(b)中AおよびBの各エリアの残留オーステナイト中C濃度はそれぞれ約1.2%~1.5%、約1.3%~1.7%の範囲であり、X線回折から求めた平均C濃度1.22%とほぼ同等であることから、X線回折による残留オーステナイト中C濃度の測定方法が妥当であると判断できる。

[0056] [中心の硬さ]

横断面において、ばねの横断面の中心の周囲でビッカース硬さを5点測定し、その平均値を求めて中心硬さとした。

[0057] [高硬度層の厚さ]

横断面において、鋼材の外周表面から中心に向かってビッカース硬さを測定し、前記芯部の平均ビッカース硬さより50HV~500HV大きい高硬度層に対し、表面からの厚さを測定した。

[0058] [残留応力分布]

鋼材の外周表面に対しX線回折法を用いて残留応力を測定した。また、鋼材を全面化学研磨後上記測定を行い、これを繰返すことで深さ方向の残留応力分布を求めた。

[0059] [耐疲労性]

平均応力 τ_m が735MPa、応力振幅 τ_a が637MPaで疲労試験を

行い、 1×10^7 回を越える耐久回数を示す条件を耐疲労性に優れる（表3で○）とし、それ以前に折損した条件を耐疲労性に劣る（表3で×）とした。

表3に諸性質の調査結果を示す。

[0060] 本発明で規定する要件を満たすNo. 3および4は、優れた耐疲労性を示す。これに対し、本発明の規定を満足しないNo. 1～2および5は以下の条件を満たしていないため、耐疲労性が不十分となった。すなわち、No. 1は熱処理工程における等温保持温度がMs点より低いため、変態初期に生成するマルテンサイトが中心硬さの過剰な増加をもたらし、延性の向上を阻害した。

[0061] No. 2は熱処理工程における等温保持時間が短いため、マルテンサイト比率が高く、その結果、ベイナイト比率が小さく、中心硬さの過剰な増加をもたらした。No. 5は熱処理工程における等温保持温度が高過ぎるため、残留オーステナイト比率が高過ぎることにより、中心の硬さが低過ぎる。さらに、残留オーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態しても、硬さが低いことにより周囲の拘束力が小さく、圧縮残留応力が低くかつ浅い。

実施例 2

[0062] 本発明例として、表1に示す成分からなるオイルテンパー線材を用いてコイリングマシンにより所定の形状に冷間コイリング後、ばねを加熱炉でAc3点～（Ac3点+250℃）に加熱してオーステナイト化し、300℃に保持したソルトバスに1200秒保持し、その後冷却した。次いで、コイルばねの両端面を研削する座研磨を行った。次いで、実施例1での条件と同じ条件で3段ショットピーニングを行い、さらに、コイルばねを250℃に加熱後、最大せん断応力 $\tau = 1500 \text{ MPa}$ 相当でセッチングを行った。

[0063] 一方、従来例として、表1に示す成分からなるオイルテンパー線材を用いて、コイリングマシンにより所定の形状に冷間コイリング後、大気中380℃で30分間の歪取り焼鈍を行った。次いで、座研磨を行った。次いで、上記と同じ条件で3段ショットピーニングを行い、さらに、ばねを250℃に加熱後、最大せん断応力 $\tau = 1500 \text{ MPa}$ 相当でセッチングを行った。こ

のようにして得られた2種類のコイルばねに対し、各工程で自由長のばらつきを求め、その結果を表4に示す。ここで、コイルばねの自由長のばらつきは、各ばね50個に対し、自由長の公差を±0.3mmとしたときの工程能力C_pで評価した。なお、C_pは以下の式で求めた。

[0064] [数2]

$$C_p = 0.6 / 6\sigma$$

ここで、式中の数値0.6は公差幅であり、 σ は標準偏差である。得られたC_pが1.4以上で十分な工程能力を有すると判定した。

[0065] [表4]

(本発明例におけるC_p)

コイルリング	熱処理	座研磨	ショットピーニング	セッチング
1.77	0.62	2.72	2.69	1.70

(従来例におけるC_p)

コイルリング	歪取り焼鈍	座研磨	ショットピーニング	セッチング
1.81	1.75	2.52	2.47	1.65

[0066] 表4に示す結果から、セッチング後の自由長ばらつきは両者とも1.4以上であり、十分な工程能力を有していることが判った。また、本発明例では、熱処理により一時的に自由長ばらつきが悪化しているが、その後座研磨を行うことで自由長ばらつきが改善されている。このことから、本発明で規定する製造方法でコイルばねを作製すれば、従来の製造方法と同等程度の工程能力が得られ、歩留りを悪化させることが無いことが判った。

産業上の利用可能性

[0067] 本発明は、自動車のエンジン用弁ばね等のように耐疲労性が要求されるコイルばねに適用することができる。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C：0.5～0.7%、Si：1.0～2.0%、Mn：0.1～1.0%、Cr：0.1～1.0%、P：0.035%以下、S：0.035%以下、残部が鉄及び不可避不純物からなる成分を有し、

任意の素線横断面において、面積比率でベイナイトを65%以上、残留オーステナイトを4～13%含む組織を有し、前記残留オーステナイト中の平均C濃度が0.65～1.7%であり、

任意の素線横断面の残留応力分布において、該素線横断面の横断面円相当直径をD（mm）としたときに、圧縮残留応力層が表面から0.35mm～D/4の範囲まで形成され、その最大圧縮残留応力が800～2000MPaであり、

任意の素線横断面のピッカース硬さ分布において、中心の硬さが550～650HVであり、表面から深さ0.05～0.3mmの範囲に、前記中心の硬さより50～500HV大きい高硬度層が形成され、

両端面が平坦に研削されていることを特徴とするコイルばね。

[請求項2] 任意の素線横断面において面積比率でマルテンサイトを5～30%含むことを特徴とする請求項1に記載のコイルばね。

[請求項3] 前記素線の直径が1.5～15mmであることを特徴とする請求項1または2に記載のコイルばね。

[請求項4] 質量%で、C：0.5～0.7%、Si：1.0～2.0%、Mn：0.1～1.0%、Cr：0.1～1.0%、P：0.035%以下、S：0.035%以下、残部が鉄及び不可避不純物からなる成分を有する線材をコイルばねに成形する成形工程と、

Ac3点～（Ac3点+250℃）の温度でオーステナイト化した後、20℃/秒以上の速度で冷却し、Ms点～（Ms点+60℃）の温度で400秒以上保持し、次いで20℃/秒以上の冷却速度で室温

まで冷却する熱処理工程と、

前記熱処理工程の後に前記コイルばねの両端面を平坦に研削する座
研磨工程と、

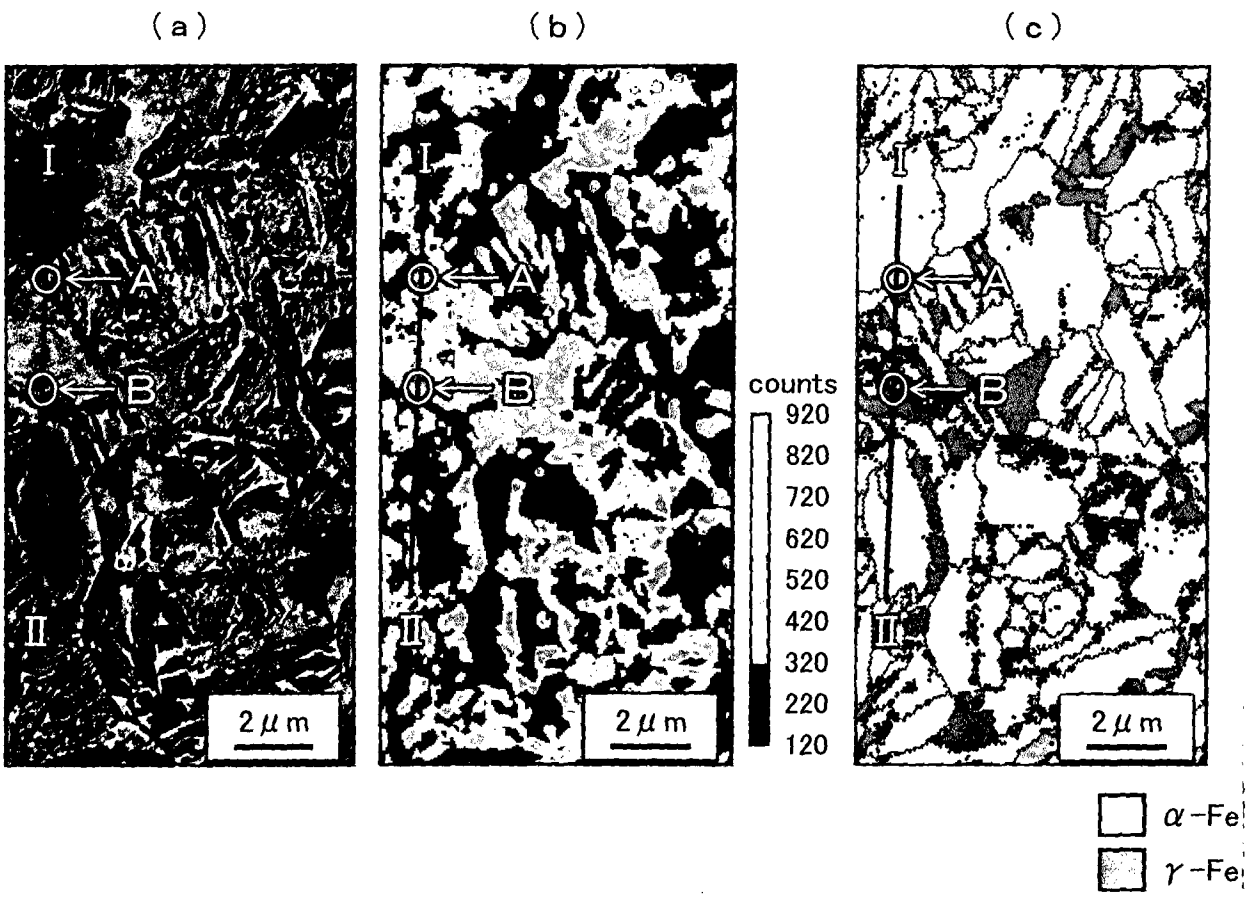
前記座研磨工程の後に前記コイルばねにショットを投射するショッ
トピーニング工程とを備えたことを特徴とするコイルばねの製造方法

。

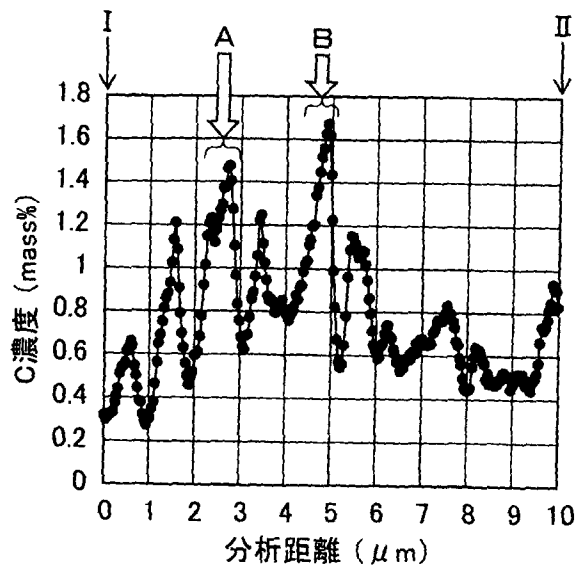
[請求項5]

前記ショットピーニング工程の後に、コイルばねに永久歪みを与え
るセッチング工程を行うことを特徴と請求項4に記載のコイルばねの
製造方法。

[圖1]



[圖2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/052641

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D7/06(2006.01)i, C21D9/02(2006.01)i, C22C38/34(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, C21D7/06, C21D9/02, C22C38/34

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.
Y	WO 2010/110041 A1 (NHK Spring Co., Ltd.), 30 September 2010 (30.09.2010), entire text & JP 2010-222671 A & US 2012/0024436 A1 & EP 2412840 A1 & CN 102362001 A	1-5
Y	JP 2011-247276 A (NHK Spring Co., Ltd.), 08 December 2011 (08.12.2011), claims; paragraph [0002] (Family: none)	1-5
Y	JP 62-110036 A (SKF GmbH), 21 May 1987 (21.05.1987), page 1, upper right column, lines 3 to 9 & GB 2182414 A & DE 8530850 U1 & FR 2589541 A1	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
10 April, 2013 (10.04.13)Date of mailing of the international search report
23 April, 2013 (23.04.13)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/052641

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 63-312917 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 21 December 1988 (21.12.1988), claims; tables 1 to 2 (Family: none)	1-5
A	JP 5-320749 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 03 December 1993 (03.12.1993), claims; tables 1 to 3 (Family: none)	1-5
P,X	WO 2012/018144 A1 (NHK Spring Co., Ltd.), 09 February 2012 (09.02.2012), entire text & JP 2012-36429 A & JP 2012-111992 A	1-3

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, C21D7/06(2006.01)i, C21D9/02(2006.01)i, C22C38/34(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, C21D7/06, C21D9/02, C22C38/34

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
Y	WO 2010/110041 A1 (日本発條株式会社) 2010.09.30, 全文 & JP 2010-222671 A & US 2012/0024436 A1 & EP 2412840 A1 & CN 102362001 A	1-5
Y	JP 2011-247276 A (日本発條株式会社) 2011.12.08, 特許請求の範囲, 【0002】 (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 10.04.2013	国際調査報告の発送日 23.04.2013
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) 田口 裕健 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
Y	JP 62-110036 A (エスカーエフ ゲーエムベーハー) 1987. 05. 21, 第1頁右上欄第3-9行 & GB 2182414 A & DE 8530850 U1 & FR 2589541 A1	1-5
A	JP 63-312917 A (日新製鋼株式会社) 1988. 12. 21, 特許請求の範囲, 第1-2表 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 5-320749 A (日新製鋼株式会社) 1993. 12. 03, 特許請求の範囲, 表1-3 (ファミリーなし)	1-5
P, X	WO 2012/018144 A1 (日本発條株式会社) 2012. 02. 09, 全文 & JP 2012-36429 A & JP 2012-111992 A	1-3