

(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2月2日(02.02.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/018457 A1

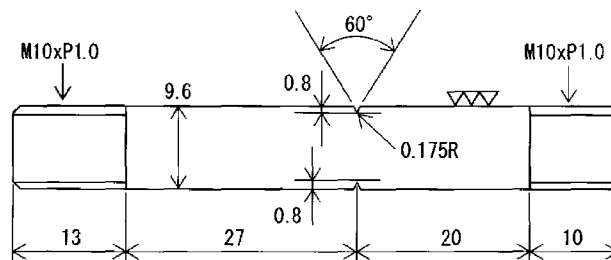
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/072051
- (22) 国際出願日: 2016年7月27日(27.07.2016)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2015-147697 2015年7月27日(27.07.2015) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP). 高周波熱錬株式会社(NETUREN CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1418639 東京都品川区東五反田二丁目17番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 鈴木 崇久(SUZUKI, Takahisa); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 千葉 圭介(CHIBA, Keisuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 宮本 裕嗣(MIYAMOTO, Hirotsugu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 岩永 健吾(IWANAGA, Kengo); 〒1418639 東京都品川区東五反田二丁目17番1号 高周波熱錬株式会社内 Tokyo (JP). 岡村 司(OKAMURA, Tsukasa); 〒1418639 東京都品川区東五反田二丁目17番1号 高周波熱錬株式会社内 Tokyo (JP). 藤原 文昭(FUJIWARA, Fumiaki); 〒1418639 東京都品川区東五反田二丁目17番1号 高周波熱錬株式会社内 Tokyo (JP). 江花 幸夫(EBANA, Yukio); 〒1418639 東京都品川区東五反田二丁目17番1号 高周波熱錬株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 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, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, 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),

[続葉有]

(54) Title: STEEL FOR SUSPENSION SPRING AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 懸架ばね用鋼及びその製造方法

[図1]



(57) Abstract: Provided is a steel for a suspension spring that has a large tensile strength, excellent delayed fracture resistance and excellent cold workability while requiring little or no addition of expensive alloy elements. The steel for a suspension spring, said steel comprising, in terms of % by mass, 0.40-0.70% of C, 0.80-2.20% of Si, 0.05-1.50% of Mn, 0.05-1.00% of Cr, P in an amount limited to 0.020% or less, S in an amount limited to 0.020% or less and the remainder being Fe and inevitable impurities, is characterized in that: in a cross section parallel to a rolling direction, annealed martensite exists at a ratio by area of 90% or more relative to the metal structure; in a cross section parallel to the rolling direction, the ratio of the length in the major axis direction of prior austenite crystal grains and the length thereof in the direction orthogonal to the major axis direction is 1.5 or more, within a range of 10% of diameter or thickness from the surface; and the ratio [$\langle 011 \rangle$ texture ratio/ $\langle 111 \rangle$ texture ratio] of a textured martensite structure viewed from the rolling direction is 3.0 or more.

(57) 要約:

[続葉有]



WO 2017/018457 A1



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))

高価な合金元素の添加を抑制してまたは要しないで、大きな引張強度を有し且つ耐遅れ破壊特性及び冷間加工性に優れた懸架ばね用鋼を提供する。 質量%で、C : 0.40 ~ 0.70%、Si : 0.80 ~ 2.20%、Mn : 0.05 ~ 1.50%、Cr : 0.05 ~ 1.00%を含有し、P : 0.020%以下、S : 0.020%以下に制限し、残部がFe及び不可避免の不純物よりなり、圧延方向に平行な断面において、面積率で金属組織の90%以上が焼戻しマルテンサイトであり、圧延方向に平行な断面において、表面から直径又は厚さの10%の範囲で、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さと同記長軸方向に直交する方向の長さとの比が1.5以上であり、圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比が3.0以上である、ことを特徴とする懸架ばね用鋼。

明 細 書

発明の名称：懸架ばね用鋼及びその製造方法

技術分野

[0001] 本開示は、自動車等の懸架ばねに用いられるばね用鋼、好ましくは1800MPa以上の引張強度を有する高強度懸架ばね用鋼、及びその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] ばねは、通常、熱間圧延後の線材を所定の線径に引抜加工し、焼入れ処理、焼戻し処理を施して冷間で成形する、冷間ばね加工法か、又は、引抜加工の線材を熱間で成形し、焼入れ処理、焼戻し処理を行う、という方法によって製造される。近年、環境問題対応のために、自動車には、一層の軽量化・低燃費化が求められており、引張強度が1800MPa以上の高強度ばねの開発が進められている。

[0003] 冷間ばね加工法は、ばね形状の設計の自由度が高く、精度も高いため、特に高強度ばねに適したばね加工法である。この加工法では、素材であるばね用鋼に、強度と冷間加工性との両立が要求される。加工性の指標は、引張試験時の破断箇所の断面減少率である絞り値などであり、C量と中心偏析との関係を適正にして、冷間加工性を高めたばね用線材が提案されている（特許文献1）。また、熱間加工後の線材をそのまま焼入れ、焼戻しを施して結晶粒を微細化することで、強度及び疲労特性を向上させる方法も提案されている（特許文献2）。

[0004] また、一般に、ばねを高強度化すると、腐食環境において鋼材中に侵入する水素に対する感受性や腐食ピットなどの欠陥への感受性が高まり、遅れ破壊による折損が懸念される。耐遅れ破壊特性は、試験片に一定荷重を載荷して破断しない上限の拡散性水素量（限界拡散性水素量）で評価される。耐遅れ破壊特性の向上には、耐腐食特性を向上させるNiやCu、水素のトラップサイトとなる析出物を形成するVやMoなど、合金元素の添加が有効であ

る（特許文献3）。

[0005] しかし、合金元素を添加するとコストが高くなるため、表層の旧オーステナイト結晶粒を圧延方向に伸長させることによって限界拡散性水素量を増加させ、耐遅れ破壊特性や耐水素疲労特性を向上させたばね用鋼（特許文献4）や、表層での旧オーステナイト結晶粒の伸長化と内部での旧オーステナイト粒径の微細化を組み合わせる耐遅れ破壊特性の改善を図ったばね用鋼（特許文献5）が提案されている。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1：特開平09-310151号公報
特許文献2：特開平06-346146号公報
特許文献3：特開2002-115023号公報
特許文献4：特開2002-097551号公報
特許文献5：特開2014-043612号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、特許文献1及び2に記載の技術は、冷間加工性の向上には有効であるが、耐遅れ破壊特性の向上には寄与しないとの問題がある。また、特許文献3、特許文献4及び特許文献5に記載の技術は、耐遅れ破壊特性の向上には有効であるが冷間加工性は向上させないため、今後のばね鋼の更なる高強度化によって、ばね成形が困難になるとの問題がある。

したがって、高価な合金元素の添加を抑制してまたは要しないで、1800MPa以上の引張強度を有し且つ耐遅れ破壊特性及び冷間加工性に優れた懸架ばね用鋼及びその製造方法が望まれている。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者らは、マルテンサイト組織の結晶方位を制御して、ばね用鋼の圧延方向に対して<011>方位が優先的に現れ<111>方位が抑制される

と、同一強度における絞り値が向上することを見出した。そして、旧オーステナイト結晶粒の伸長化に加え、マルテンサイト組織の結晶方位の制御を行うことにより、耐遅れ破壊特性と冷間加工性との両立が可能であるという知見を得た。更に、このような結晶方位を安定的に得るのに必要な熱間圧延条件を調査した結果、安定的に旧オーステナイト結晶粒を伸長化させ、かつ、圧延方向に対してマルテンサイト組織の $\langle 011 \rangle$ 方位を集合させ $\langle 111 \rangle$ 方位を抑制させることに成功した。

[0009] 本開示の懸架ばね用鋼及びその製造方法は、上記知見に基づいてなされたものであり、その要旨は、以下の通りである。

[0010] (1) 質量%で、

C : 0.40~0.70%、

Si : 0.80~2.20%、

Mn : 0.05~1.50%、

Cr : 0.05~1.00%

を含有し、

P : 0.020%以下、

S : 0.020%以下

に制限し、残部がFe及び不可避免的不純物よりなり、

圧延方向に平行な断面において、面積率で金属組織の90%以上が焼戻しマルテンサイトであり、

圧延方向に平行な断面において、表面から直径又は厚さの10%の範囲で、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さと同記長軸方向に直交する方向の長さとの比が1.5以上であり、圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比が3.0以上である、

ことを特徴とする懸架ばね用鋼。

(2) 更に、質量%で、

Mo : 0.50%以下、

V : 0.50%以下、

Ni : 1.00%以下、

Cu : 0.50%以下、

B : 0.0050%以下

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする上記(1)に記載の懸架ばね用鋼。

(3) 更に、質量%で、

Al : 0.500%以下、

Ti : 0.200%以下、

Nb : 0.100%以下、

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の懸架ばね用鋼。

(4) 引張強度が1800MPa以上、絞り値が40%以上であり、丸棒直径の10%深さまで60°円環ノッチを付けた試験片に引張強度の30%の試験荷重を負荷して測定した限界拡散性水素量が0.30ppm以上であることを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の懸架ばね用鋼。

(5) 上記(1)~(4)のいずれかに記載の懸架ばね用鋼を製造する方法であって、

上記(1)~(3)のいずれかに記載の鋼成分を有する線材に、1150℃未満950℃以上の温度域で15%以上30%未満の減面率を与え、次いで、950℃未満750℃以上の温度域で20%以上の減面率及び前記1150℃未満950℃以上の温度域の減面率との累積で40%以上の減面率を与えるように熱間圧延を施すこと、

前記熱間圧延した鋼線を焼入れして、圧延方向に平行な断面において面積率で金属組織の90%以上をマルテンサイトとすること、及び

前記焼入れした鋼線に焼戻し処理を行なうこと、

を含み、

前記熱間圧延の終了から前記焼入れの開始までの時間が3秒以内である、懸架ばね用鋼の製造方法。

発明の効果

[0011] 本開示によれば、高価な合金元素の添加を抑制してまたは要しないで、大きな引張強度を有し、高強度懸架ばね用鋼であっても、冷間加工性及び耐遅れ破壊特性に優れた懸架ばね用鋼を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0012] [図1]遅れ破壊試験用の試験片の一例を説明する図である。

発明を実施するための形態

[0013] 旧オーステナイト金属組織は、焼入れによってマルテンサイト変態する前の組織であり、熱間加工後に急冷すると、特に表面の旧オーステナイト結晶粒は圧延方向に伸長した形状となり、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向は、ばね用鋼の圧延方向と実質的に一致し、例えば前記長軸方向と圧延方向とのずれは 15° 以下である。遅れ破壊は、鋼材の表面から亀裂が発生し、旧オーステナイト結晶粒の粒界に沿って進展するので、表層の旧オーステナイト結晶粒が圧延方向に伸長していると、線材の直径方向や板材の厚み方向への亀裂の進展が抑制される。圧延後の旧オーステナイト結晶粒の長軸方向は、ばね用鋼の圧延方向と実質的に一致し、前記長軸方向に直交する方向は、前記圧延方向に直交する方向に実質的に一致するため、表層の旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さと同記長軸方向に直交する方向の長さの比（アスペクト比）が大きいと、耐遅れ破壊特性は向上する。

[0014] 一方、鋼の塑性変形に集合組織が影響することは、特に薄鋼板などで知られている。そこで、本発明者らは、冷間ばね加工法で、冷間加工性を向上させるために要求される絞りと集合組織との関係について検討を行った。その結果、絞りを向上させる方法として、鋼材表層部のマルテンサイト組織において、圧延方向に対してマルテンサイト組織の $\langle 011 \rangle$ 方位を集積させ、 $\langle 111 \rangle$ 方位を抑制することが有効であるという知見を得た。更に、遅れ破壊の起点となる鋼材表層部で旧オーステナイトのアスペクト比を大きくしても、絞りや引張強度に影響する旧オーステナイト結晶粒内部の集合組織形態には影響を及ぼさないという知見を得た。

[0015] 鋼材表層部において、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比を増大させ、同時にマルテンサイト集合組織を適切に制御するためには、熱間圧延条件を最適化する必要がある。すなわち、熱間圧延工程で、1150～950℃の温度域で15%以上30%未満の減面率を与え、引き続き950～750℃の温度域で20%以上の減面率及び1150～950℃の温度域での減面率との累積で40%以上の減面率を与えた後、焼入れして金属組織の90%以上をマルテンサイトとすると、ばね用鋼の直径又は厚さをDとした場合、表層から0.1Dの範囲（表面から直径又は厚さの10%）で、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さ l と長軸方向に直交する方向の長さ w との比、すなわちアスペクト比が1.5以上となる。さらに上記圧延条件では、圧延方向に対してマルテンサイト組織の<011>方位が集合し、<111>方位が抑制される。

[0016] このようにして、ばね用鋼の表層部の旧オーステナイト結晶粒の形状と、ばね用鋼の内部の集合組織の最適化とを両立することができる。その後、焼戻し処理を行うことで、引張強度が1800MPa以上、絞り値が40%以上であり、限界拡散性水素量が0.30ppm以上であるばね鋼を得ることができる。

[0017] 本開示の懸架ばね用鋼の化学成分について説明する。以下の組成の説明において、パーセント表示は、懸架ばね用鋼の全質量を基準とする質量%である。

[0018] [C : 0.40～0.70%]

Cは、焼入れ処理及び焼戻し処理によって、懸架ばね用鋼の強度を上昇させるために必要な元素である。懸架ばね用鋼の強度を確保するために、C量は0.40%以上にする必要がある。C量は好ましくは0.45%以上、より好ましくは0.48%以上である。一方、懸架ばね用鋼の靱性を確保するために、C量の上限は0.70%である必要がある。C量は好ましくは0.65%以下、より好ましくは0.60%以下である。

[0019] [Si : 0.80～2.20%]

Siは、懸架ばね用鋼の引張強度を上昇させるとともに、特に弾性限を上昇させ、懸架ばねの使用中の形状変化であるヘタリに対する耐性を向上させる、非常に重要な元素である。このような効果を得るために、Si量を0.80%以上とする。さらに、Si添加は焼戻し軟化抵抗を高めるため、特に引張強度向上の観点から、Si量は好ましくは1.20%以上である。一方、鋼材の脆化を抑制するため、Si量の上限を2.20%とする。製鋼・圧延工程での製造性向上の観点から、Si量は好ましくは2.00%以下である。

[0020] [Mn : 0.05 ~ 1.50%]

Mnは、懸架ばね用鋼の脱硫に必要な元素であり、Mn量は0.05%以上である。さらに、Mnは焼入れ時の焼入れ性向上にも有効な元素であり、この効果を得る観点から、Mn量は好ましくは0.20%以上である。一方、成分偏析を抑制してオーステナイト温度域での粒界の脆化を防止する観点から、Mn量の上限は1.50%である。

[0021] [Cr : 0.05 ~ 1.00%]

Crは、懸架ばね用鋼の引張強度上昇及び焼入れ性向上に有効な元素であり、これらの効果を得るために、Cr量を0.05%以上とする。さらに、焼戻し軟化抵抗を高める観点から、Cr量は好ましくは0.15%以上である。一方、オーステナイト温度域への加熱時に未溶解炭化物の残存を抑制し成分の不均一や破壊起点となる粗大炭化物の生成を防止する観点から、Cr量の上限は1.00%である。

[0022] [P : 0.020%以下]

Pは、不純物であり、鋼材の脆化を抑制するために、P量を0.020%以下に制限する。

[0023] [S : 0.020%以下]

Sは、不純物であり、鋼材の脆化を抑制するために、S量を0.020%以下に制限する。

[0024] さらに、焼入れ性の向上、析出強化による強度上昇、脱酸による介在物制

御などの目的で、懸架ばね用鋼には、必要に応じて、Mo、V、Ni、Cu、Al、Ti、Nb、及びBうち、1種又は2種以上を添加することができる。

[0025] [Mo : 0.50%以下]

Moは、微量の添加で焼入れ性の向上に寄与する元素であり、懸架ばね用鋼は、0.05%以上のMoを含有することが好ましい。Moは、炭化物の析出強化による懸架ばね用鋼の強度上昇にも有効な元素であり、この効果を得る観点で、懸架ばね用鋼は、0.10%以上のMo量を含有することがより好ましい。一方で、Moを過剰に添加するとオーステナイト温度域加熱時に未溶解炭化物が増加して鋼材の焼入れ性の低下を招くため、Mo量は好ましくは0.50%以下である。Moは高価な合金元素であることから、Mo量は、コストの観点から、より好ましくは0.45%以下、さらに好ましくは0.20%以下、さらにより好ましくは含まれない。本開示の懸架ばね用鋼は、Moを含まないか極微量で含む場合でも、大きな引張強度と優れた耐遅れ破壊特性及び冷間加工性を有することができる。Moをさらに含有させると、本開示の懸架ばね用鋼は、より良好な特性を得ることができる。

[0026] [V : 0.50%以下]

Vは、微量の添加で焼入れ性の向上に寄与する元素であり、懸架ばね用鋼は、0.03%以上のVを含有することが好ましい。Vは、炭化物の析出強化による懸架ばね用鋼の強度上昇にも有効な元素であり、この効果を得る観点で、懸架ばね用鋼は、0.10%以上のVを含有することがより好ましい。一方で、Vを過剰に添加するとオーステナイト温度域加熱時に未溶解炭化物が増加して鋼材の焼入れ性の低下を招くため、V量は好ましくは0.50%以下である。Vは高価な合金元素であることから、コストの観点から、V量は、より好ましくは0.25%以下、さらに好ましくは0.10%以下、さらにより好ましくは含まれない。本開示の懸架ばね用鋼は、Vを含まないか極微量で含む場合でも、大きな引張強度と優れた耐遅れ破壊特性及び冷間加工性を有することができる。Vをさらに含有させると、本開示の懸架ばね

用鋼は、より良好な特性を得ることができる。

[0027] [Ni : 1.00%以下]

Niは、懸架ばね用鋼の靱性及び焼入れ性の向上に寄与する元素であり、懸架ばね用鋼は、0.10%以上のNiを含有することが好ましい。Niは、耐食性の向上にも有効な元素であり、この効果を得る観点で、懸架ばね用鋼は、0.15%以上のNi含有することがより好ましい。一方で、上記効果は微量のNi添加で得られ過剰に添加しても上記効果の増加は見込めないことから、Ni量は好ましくは1.00%以下である。Niは高価な合金元素であることから、コストの観点から、Ni量は、より好ましくは0.60%以下、さらに好ましくは0.30%以下、さらにより好ましくは含まれない。本開示の懸架ばね用鋼は、Niを含まないか極微量で含む場合でも、大きな引張強度と優れた耐遅れ破壊特性及び冷間加工性を有することができる。Niをさらに含有させると、本開示の懸架ばね用鋼は、より良好な特性を得ることができる。

[0028] [Cu : 0.50%以下]

Cuは、懸架ばね用鋼の焼入れ性の向上に寄与する元素であり、懸架ばね用鋼は、0.05%以上のCuを含有することが好ましい。Cuは耐食性の向上にも有効な元素であり、この効果を得る観点で、懸架ばね用鋼は、0.10%以上のCuを含有することがより好ましい。一方で、Cuを過剰に添加するとオーステナイト域での圧延割れの原因になり得るため、Cu量は好ましくは0.50%以下、さらに好ましくは0.30%以下である。

[0029] [B : 0.0050%以下]

Bは、焼入れ性を向上させると同時に、粒界を清浄化して靱性を向上させる元素であり、懸架ばね用鋼は、0.0010%以上のBを含有することが好ましい。ただし、Bを過剰に添加すると鋼材の熱間延性を低下させて製造性を悪化させるため、B量は好ましくは0.0050%以下である。

[0030] [Al : 0.500%以下]

Alは、脱酸元素であり、懸架ばね用鋼の高清浄度化のために、懸架ばね

用鋼は、0.003%以上のAlを含有することが好ましい。また、Alは、AlNなどの析出粒子により熱処理中のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するのに有効な元素でもあり、この効果を得る観点で、Al量はより好ましくは0.020%以上である。一方、Al量が多すぎると、破壊起点となる粗大な介在物を生成しやすくなるため、Al量は好ましくは0.500%以下である。ただし、本開示の懸架ばね用鋼は、Alを含まないか0.001%以下の不可避不純物レベルの極微量で含む場合でも、大きな引張強度と優れた耐遅れ破壊特性及び冷間加工性とを有することができる。懸架ばね用鋼が0.001%以下のAlを含んだとしても、0.001%以下の不可避不純物レベルでは、脱酸元素としての効果は実質的に得られず、懸架ばね用鋼は、Alを含まない場合と同量の酸素を含有する。

[0031] [Ti: 0.200%以下]

Tiは、TiNなどの析出粒子により熱処理中のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するのに有効な元素であり、懸架ばね用鋼は、0.002%以上のTiを含有することが好ましい。さらには、B添加の効果を得る目的などで固溶N量を低下させる観点で、Ti量はより好ましくは0.010%以上である。ただし、過剰に添加すると鋼材を脆化させるため、Ti量は好ましくは0.200%以下である。

[0032] [Nb: 0.100%以下]

Nbは、NbNなどの析出粒子により熱処理中のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するのに有効な元素であり、懸架ばね用鋼は、0.002%以上のNbを含有することが好ましい。さらには、B添加の効果を得る目的などで固溶N量を低下させる観点で、Nb量はより好ましくは0.010%以上である。ただし、過剰に添加すると鋼材を脆化させるため、Nb量は好ましくは0.100%以下である。

[0033] 次に、本開示の懸架ばね用鋼の金属組織について説明する。

[0034] 懸架ばねは高い荷重を受け、かつ変形しても元の形状に復元することが要求される。このような特性を満たすために、懸架ばねでは主たる組織を高引

張強度の焼戻しマルテンサイト組織とする必要がある。したがって、懸架ばね用鋼に焼入れ及び焼戻しを施した際には、懸架ばね用鋼に占める割合が最大の相が焼戻しマルテンサイトとなることが必要である。焼戻しマルテンサイトの面積分率は90%以上である。残部は残留オーステナイトであることが好ましい。焼戻しマルテンサイトの面積分率は、鋼材のL断面を鏡面研磨した後に3%ナイトール（3%硝酸－エタノール溶液）で腐食し、光学顕微鏡で表層部、半径の1/2位置または厚みの1/4位置、中心部の3視野でミクロ組織を観察して、平均のマルテンサイト組織の面積率から評価する。L断面とは、圧延方向に平行に鋼材の中心軸を通るように切断した面をいう。

[0035] 懸架ばね用鋼の引張強度は、好ましくは1900MPa以上、より好ましくは1950MPa以上、さらに好ましくは2000MPa以上である。

[0036] 遅れ破壊は、応力が付加された状態で鋼材中に水素が侵入したときに、鋼材の表層で発生した亀裂が内部に進展することで鋼材が破壊する現象であり、亀裂の進展経路は旧オーステナイト粒界である。丸棒鋼材を圧延方向に平行に切断したL断面について、表層部の旧オーステナイト結晶粒の形状、特に旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さ l と長軸方向に直交する方向の長さ w との比（アスペクト比 $=l/w$ ）は重要である。アスペクト比を大きくすることにより、表層部から内部に向かう亀裂の進展方向とオーステナイト結晶粒界の伸長方向とが一致しないようにすることができるため、亀裂の進展を抑制する効果がある。一方で、アスペクト比が小さいと、亀裂の進展を抑制する効果が小さくなる。耐遅れ破壊特性を向上させるためには、懸架ばね用鋼の表層部の圧延方向に平行な断面において、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さ l と長軸方向に直交する方向の長さ w との比、すなわち幅に対する長さのアスペクト比が1.5以上であることが必要である。アスペクト比は、好ましくは1.9以上、より好ましくは2.0以上、さらに好ましくは2.1以上、さらにより好ましくは2.2以上である。亀裂の進展の抑制の観点ではアスペクト比が大きいほど

好ましいが、熱間圧延時の加工量と再結晶の関係から、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比の上限は5.0未満が望ましい。本願において、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比とは、アスペクト比の平均値をいう。

[0037] 表層部の腐食部や表面傷が遅れ破壊の起点となることを考えると、遅れ破壊の抑制効果が十分に得るためには、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が1.5以上である領域が、表面から直径または厚さの10%の位置まで連続している必要がある。したがって、懸架ばね用鋼の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は、表面から直径または厚さの10%の位置で測定し、この位置での旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比を1.5以上とする。圧延の影響を強く受ける表面ほど旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は大きいため、表面から直径または厚さの10%位置で旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が1.5以上であれば、それより表面側の旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は1.5以上になる。一方で、表面から直径または厚さの10%の位置より内部の位置まで亀裂が進展する前に鋼材が破壊するので、表面から直径または厚さの10%の位置まで旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比を制御すれば十分である。

[0038] 圧延方向に $\langle 011 \rangle$ 方位が集合する組織は、伸線集合組織として知られている。圧延方向に $\langle 011 \rangle$ 方位が集合していると、マルテンサイトのすべり面である $\{011\}$ 面が最大せん断応力方向に配向しやすくなり、圧延方向の荷重によって断面積を減少させるのに有利なすべり系の運動が選択されやすい。このため、圧延方向に $\langle 011 \rangle$ 方位が集合していると、断面減少を伴う絞り変形にも有利であると考えられる。

[0039] 一方、圧延方向に $\langle 111 \rangle$ 方位が集合していると、マルテンサイトのすべり方向である $\{011\}$ 面が最大せん断応力方向に配向しにくくなり、圧延方向の荷重に対してすべり変形が起こりにくくなる。この結果、特定の結晶粒にひずみが集積し、破断の起点となりやすくなる。このため、圧延方向に $\langle 111 \rangle$ 方位が集合していると絞り変形に不利になると考えられる。

[0040] したがって、絞り値を向上させるには、圧延方向への $\langle 011 \rangle$ 方位の集

合率を大きくし、 $\langle 111 \rangle$ 方位の集合率を小さくするが有効である。具体的には、表面から直径または厚さの10%の位置で、圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比が3.0以上となる必要がある。 $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比は、好ましくは3.8以上、より好ましくは4.4以上、さらに好ましくは4.5以上、さらにより好ましくは4.8以上である。ここで、圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比とは、圧延方向を中心軸として全方位に 5° 以内に $\langle 011 \rangle$ 方位を有する結晶粒と、圧延方向を中心軸として全方位に 5° 以内に $\langle 111 \rangle$ 方位を有する結晶粒との面積比である。マルテンサイト集合組織の集合率の評価には、SEM-EBSDによる結晶方位解析、またはXRDによる極点図解析を用いる。また、絞り変形は鋼材の表層ほど変形量が大きくなるため、表層近傍で、 $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比が大きくなるのが、絞り値の向上に有効である。

[0041] 絞り値は、引張りによる断面積の変化率であり、好ましくは45%以上、より好ましくは50%以上、さらに好ましくは55%以上である。絞り値は、

$$\left\{ (\text{素材の断面積}) - (\text{引張破断部の最小断面積}) \right\} / (\text{素材の断面積}) \times 100\%$$

によって算出することができる。断面積とは、引張方向に直交する方向の面積である。

[0042] 遅れ破壊特性の評価には限界拡散性水素量を用いる。腐食ピット等の応力集中部を模擬した図1に示す形状の試験片を用いて、水素プレチャージ後に0.3TS（引張強度）の荷重で定荷重試験を実施した際に破断しない上限の水素量を、限界拡散性水素量と定義する。

[0043] 限界拡散性水素量は、図1に示す形状の試験片に水素チャージし、0.3TS（引張強度）の荷重で定荷重試験を実施した際に、100時間以内に遅れ破壊しない上限の拡散性水素量である。拡散性水素量は、鋼材を100°C

／時間の速度で加熱した際に得られる温度－水素放出速度の曲線において、約100℃の温度にピークを有する曲線によって測定することができる。

[0044] 限界拡散性水素量を測定することで、一般的な腐食環境での耐遅れ破壊特性が推定される。一般的な腐食環境における懸架ばね鋼中の水素量は、最大0.20ppm程度と見積もられるので、上記形状の限界拡散性水素量が0.30ppm以上であれば、一般的な腐食環境での遅れ破壊は抑制可能と判断する。限界拡散性水素量は、好ましくは0.40ppm、より好ましくは0.50ppm、さらに好ましくは0.60ppmである。

[0045] 次に、本開示の懸架ばね用鋼の製造方法について説明する。本開示の懸架ばね用鋼は、一般的な熱間圧延線材を素材として、さらに熱間圧延－焼入れ－焼戻し工程を経て製造する。素材は、一般的な製鋼プロセス及び圧延プロセスを経て製造された、所定の成分の線材とする。素材から線材までの製造プロセスは特に限定されない。ただし、以降の熱間圧延－焼入れ－焼戻し後に所定の線径となるよう、熱間圧延の減面率を考慮して、素材の線径を選択する。例えば、減面率50%で熱間圧延後にφ10.0mmの懸架ばね用鋼を製造する場合は、素材となる線材の線径は14.0mmである。

[0046] 減面率は、圧延での断面積の変化率であり、
$$\{ (\text{圧延前の断面積}) - (\text{圧延後の断面積}) \} / (\text{圧延前の断面積}) \times 100\%$$

によって算出することができる。断面積とは、圧延方向に直交する方向の面積である。

[0047] 素材の線径及び熱間圧延後の線径は特に限定されるものではないが、圧延の精度と圧下量をより良好に両立する観点で、素材線径は11.5mm以上、熱間圧延後の線径は8.0mm以上が好ましい。圧延後の冷却による焼入れ性をより良好に確保する観点から、素材線径は20.0mm以下、熱間圧延後の線径は14.0mm以下が好ましい。

[0048] 旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比を増大させるため、熱間加工後に急冷して焼入れ処理を行ない、焼戻しを施す。旧オーステナイト結晶粒のA

スペクト比の増大、さらにマルテンサイト組織の集合率の制御には、熱間圧延における十分な減面率が必要である。一方で、減面率が大きすぎるとオーステナイト結晶粒が再結晶するため、本開示の懸架ばね用鋼の組織を得るために、熱間圧延時の温度及び減面率の制御が重要である。

[0049] 本開示の方法では、旧オーステナイト結晶粒の大きなアスペクト比と、 $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の大きな比を得るために、熱間圧延温度を、 1150°C 未満 950°C 以上の温度域、 950°C 未満 750°C 以上の温度域、及び 750°C 未満の温度域に分けて制御するが、これらは一貫した多段熱間圧延工程の各温度領域を意味するものである。

[0050] 1150°C 未満 950°C 以上（以下、 950°C 以上ともいう）の温度域での熱間圧延は、オーステナイト結晶粒を大きく変形させ、 $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比を大きくするのに有効である。ただし、 950°C 以上の温度域での減面率が大きいと容易に再結晶が起こる。このため、 $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の大きな比を得るために、 950°C 以上での減面率を15%以上、30%未満、好ましくは20%以上、25%以下に制御する。

[0051] 950°C 未満 750°C 以上（以下、 $950\sim 750^{\circ}\text{C}$ ともいう）の温度域では再結晶が起こりにくいので、 1150°C 未満 950°C 以上での減面率との累積の減面率を増加させることが可能である。特に $950\sim 750^{\circ}\text{C}$ の減面率を増加させることにより、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比を大きくすることができる。 $950\sim 750^{\circ}\text{C}$ の温度域で20%以上の減面率を与え、 950°C 以上の温度域からの累積で40%以上の減面率を付与することで、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比を1.5以上にすることができる。 $950\sim 750^{\circ}\text{C}$ の温度域における減面率は、好ましくは25%以上である。累積の減面率は、好ましくは45%以上、より好ましくは50%以上である。初析フェライトの生成を抑制する観点から、 $950\sim 750^{\circ}\text{C}$ の温度域における減面率の上限は、好ましくは75%以下である。

[0052] 750°C 未満の温度域での熱間圧延は、減面率を増加させても再結晶の恐

れは少ない反面、熱間圧延中の温度低下により、初析フェライトが生じやすい。ただし、鋼材成分等の最適化により初析フェライトの生成を抑制し、金属組織の90%以上がマルテンサイト組織を達成できる範囲では、この温度域での熱間圧延を除外するものではない。

- [0053] 上記の熱間圧延工程で累積40%以上の減面率を付与した鋼材は、熱間圧延後に速やかに、好ましくは最終圧延後3秒以内に、より好ましくは最終圧延後2秒以内に、焼入れ処理を行った後、焼戻し処理を行なう。焼入れ条件は、金属組織の90%以上をマルテンサイト組織にすることができる条件であれば特に限定されないが、例えば鋼材の表面温度に関して、好ましくは5℃/秒以上、より好ましくは10℃/秒以上の冷却速度で、好ましくは5～60℃、より好ましくは10～40℃、例えば約30℃に冷却する。焼戻し処理の温度は適宜設定すればよいが、好ましくは350～550℃、より好ましくは460℃～510℃である。

実施例

- [0054] 表1に示す成分及び11.5～20.0mmの直径を有する丸棒鋼材を素材とし、表2に示す熱間圧延条件で熱間圧延—焼入れ—焼戻しを行なった丸棒鋼材について、ミクロ組織観察、引張試験、及び遅れ破壊試験を実施して、マルテンサイト組織分率（マルテンサイト分率ともいう）、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比、 $\langle 011 \rangle / \langle 111 \rangle$ 集合率の比、引張強度、絞り値、及び限界拡散性水素量を評価した。全ての例において、焼入れ条件は、冷却速度50℃/秒以上で表面温度が30℃になるまで冷却した。表1及び表2において、例1～19が実施例であり、例X1～X11が比較例である。

- [0055] マルテンサイト分率は、光学顕微鏡による組織観察から算出した。丸棒鋼材を圧延方向に平行に切断したL断面について、鏡面研磨を行い、次いで3%ナイトールによりミクロ組織を現出させて、倍率400倍の光学顕微鏡で表層部、半径の1/2位置、及び中心部のそれぞれ3箇所を3視野、合計9視野のミクロ組織を観察して、平均のマルテンサイト分率を算出した。

- [0056] 旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は、光学顕微鏡による組織観察から算出した。上記と同様のL断面について、鏡面研磨後にピクリン酸水溶液系の腐食液により旧オーステナイト結晶粒を現出させ、鋼材の表面から直径の10%の位置で倍率400倍のマイクロ写真を5視野撮影した。これらの写真について、切断法で計数した、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さ l と長軸方向に直交する方向の長さ w とから、アスペクト比として、「長軸方向の結晶粒径（長さ）」 l / 「長軸方向に直交する方向の結晶粒径（幅）」 w を算出した。
- [0057] 圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の $\langle 011 \rangle$ 集合率 R_{011} / $\langle 111 \rangle$ 集合率 R_{111} の比は、上記のL断面マイクロ組織をSEM-EBSD（日本電子株式会社製JSM7001-F、EDAX's OIM）で解析することで算出した。SEM-EBSDで測定したデータを、EBSD解析ソフトウェアであるTLS SolutionのOIM Analysisを用いて、解析メッシュを 5° にして、Inversed Pole Figureを解析することで、 $\langle 011 \rangle$ 集合率 R_{011} / $\langle 111 \rangle$ 集合率 R_{111} の比を算出した。
- [0058] 引張試験は、JIS Z 2201および2241に準ずる丸棒引張試験とした。
- [0059] 限界拡散性水素量は、水素プレチャージ法による遅れ破壊試験によって算出した。水素プレチャージ法は、例えば NH_4SCN を含む水溶液中で陰極水素チャージにより試験片中に水素をチャージし、次いでCd、ZnなどのHCP金属メッキによって水素を封入した状態で、遅れ破壊試験を実施する方法である。図1の形状の試験片を用い、水素をプレチャージして、引張強度の0.3倍（0.3TS）の荷重で定荷重遅れ破壊試験を実施し、100時間以内に遅れ破壊しない上限の水素量である限界拡散性水素量を測定した。
- [0060]

[表1]

	(mass%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Al	Ti	Nb	B
1	0.55	1.37	0.68	0.008	0.009	0.74					0.022			
2	0.49	1.91	0.69	0.007	0.006	0.67		0.25	0.51		0.021			
3	0.60	2.00	0.49	0.008	0.007	0.20	0.18	0.20	0.40		0.030			
4	0.54	2.05	0.51	0.006	0.008	0.21			0.25	0.23	0.020	0.007		0.0021
5	0.42	2.00	1.05	0.009	0.016	0.88		0.07			0.028			
6	0.68	0.81	0.42	0.008	0.009	0.45					0.028			
7	0.49	2.18	0.70	0.008	0.009	0.76					0.029			
8	0.48	1.80	1.42	0.007	0.016	0.74					0.030			
9	0.65	2.01	0.09	0.011	0.008	0.74		0.20			0.030			
10	0.51	1.40	0.42	0.010	0.015	0.97					0.025			
11	0.68	1.99	0.71	0.008	0.007	0.07					0.025			
12	0.64	2.01	0.32	0.012	0.013	0.15	0.48				0.020	0.048		0.0020
13	0.55	1.81	0.41	0.008	0.009	0.70		0.45			0.030			
14	0.62	1.41	0.32	0.009	0.009	0.22			0.96	0.15	0.028			
15	0.61	1.83	0.29	0.009	0.008	0.23			0.69	0.46	0.031			
16	0.60	2.01	0.51	0.007	0.012	0.72					0.460			
17	0.53	1.82	0.67	0.008	0.007	0.70					0.025	0.185		0.0025
18	0.55	1.41	0.71	0.008	0.009	0.74					0.029		0.096	
19	0.53	1.40	0.51	0.010	0.009	0.71	0.12	0.25			0.022	0.051		0.0048
20	0.54	1.50	0.71	0.008	0.009	0.69					0.001			
21	0.55	1.37	0.68	0.006	0.005	0.72					0.026			
22	0.56	1.42	0.70	0.006	0.006	0.69					0.023			
X1	0.56	1.99	0.60	0.008	0.009	0.70					0.031			
X2	0.56	1.42	0.71	0.010	0.010	0.71					0.030			
X3	0.52	1.38	0.70	0.011	0.007	0.82					0.031			
X4	0.52	1.38	0.70	0.011	0.007	0.82					0.031			
X5	0.54	2.45	0.68	0.007	0.011	0.69					0.027			
X6	0.35	1.37	0.68	0.007	0.010	0.89					0.029			
X7	0.83	1.36	0.68	0.008	0.008	0.40					0.029			
X8	0.60	1.82	1.78	0.010	0.009	0.41					0.025			
X9	0.54	1.42	0.25	0.009	0.009	1.42					0.022			
X10	0.55	1.41	0.71	0.042	0.009	0.72					0.028			
X11	0.54	1.60	0.70	0.012	0.035	0.72					0.028			
X12	0.52	1.38	0.70	0.011	0.007	0.82					0.031			

[0061]

[表2]

	素材 線径 (mm)	1150~ 950℃ 減面率 (%)	950~ 750℃ 減面率 (%)	累積 減面率 (%)	最終圧延- 焼入れ間 の時間 (s)	焼き 戻し 温度 (℃)	マルテンサイト 面積分率 (%)	アスペク ト比	<011>/ <111> 集合率	引張 強度 (MPa)	絞り値 (%)	限界 拡散性 水素量 (ppm)
1	14.0	25	25	50	2	470	95	2.1	5.2	2050	50	0.48
2	14.0	20	30	50	2	470	94	2.5	6.3	2070	48	0.52
3	14.0	25	25	50	2	470	93	2.4	8.3	2070	48	0.60
4	14.0	25	25	50	2	490	95	1.9	4.4	1980	55	0.58
5	14.0	25	25	50	2	470	94	2.0	5.2	2050	52	0.42
6	14.0	25	25	50	2	510	92	2.0	4.9	2020	53	0.35
7	14.0	25	25	50	2	490	93	1.9	5.5	2050	46	0.41
8	14.0	25	25	50	2	490	94	2.0	6.0	2020	55	0.36
9	14.0	25	25	50	2	510	96	2.3	4.8	2100	49	0.42
10	14.0	25	25	50	2	490	94	2.2	3.8	1990	57	0.42
11	14.0	25	25	50	2	510	95	2.0	5.1	2080	52	0.44
12	14.0	25	25	50	2	470	95	2.3	5.1	2130	48	0.51
13	14.0	25	25	50	2	510	95	2.1	4.8	1920	60	0.86
14	14.0	25	25	50	2	470	92	2.1	6.4	2130	51	0.77
15	14.0	25	25	50	2	490	96	1.9	5.5	2080	46	0.57
16	14.0	25	25	50	2	490	92	1.9	6.2	2060	51	0.36
17	14.0	25	25	50	2	470	96	2.0	5.1	2080	47	0.46
18	14.0	25	25	50	2	470	96	2.5	5.8	2050	53	0.55
19	14.0	25	25	50	2	470	95	2.2	4.5	2050	58	0.62
20	14.0	25	25	50	2	470	96	2.3	5.5	2030	47	0.48
21	11.5	25	25	50	2	480	92	2.2	6.1	2020	45	0.51
22	20.0	25	25	50	2	460	96	1.9	4.5	2050	52	0.39
X1	14.0	35	15	50	2	470	95	1.2	4.6	2050	42	0.12
X2	14.0	10	40	50	2	380	88	2.4	1.7	2070	36	0.42
X3	12.0	0	25	25	2	470	96	1.8	1.2	2050	35	0.38
X4	12.0	10	15	25	2	470	95	1.2	3.3	2050	35	0.15
X5	14.0	25	25	50	2	510	92	2.1	3.3	2050	24	0.48
X6	14.0	25	25	50	2	400	98	2.0	4.7	1670	56	0.54
X7	14.0	25	25	50	2	510	92	2.0	5.0	2070	28	0.44
X8	14.0	25	25	50	2	510	91	1.9	3.6	2050	30	0.40
X9	14.0	25	25	50	2	490	92	2.0	4.9	2050	31	0.34
X10	14.0	25	25	50	2	470	95	2.2	6.2	2050	25	0.18
X11	14.0	25	25	50	2	470	95	2.3	7.1	2050	28	0.24
X12	14.0	25	25	50	5	450	85	1.3	3.8	2050	44	0.22

[0062] 表2より、実施例ではいずれも旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比は1.5以上であり、圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の<011>集合率/<111>集合率の比は3.0以上である。これらの例では、引張

強度、絞り値、及び限界拡散性水素量が高い水準で両立されている。

- [0063] 例X1においては、950℃以上の温度範囲における減面率が大きく、950～750℃の温度範囲における減面率が小さかったため、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が小さくなり、限界拡散性水素量も低かった。
- [0064] 例X2及びX3においては、950℃以上の温度範囲における減面率が小さかったため、 $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比が小さく、絞り値が不十分であった。
- [0065] 例X4においては、950℃以上及び950～750℃の温度範囲において減面率が小さく、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比が小さく、絞り値及び限界拡散性水素量が低かった。
- [0066] 例X5及び例X7～X11においては、絞り値が不十分であった。例X10及び例X11においては、限界拡散性水素量も不十分であった。例X5はSi含有量が高く、例X7はC含有量が高く、例X8はMn含有量が高く、例X9はCr含有量が高く、例X10はP含有量が高く、例X11はS含有量が高かった。
- [0067] 例X12は、最終圧延から焼入れまでの時間が長く、マルテンサイト分率が低下し、旧オーステナイト結晶粒のアスペクト比も不十分であった。焼入れ前に加工組織からフェライト核生成が進んだためと考えられる。
- [0068] 例X6においては、C含有量が低く、十分な引張強度が得られなかった。
- [0069] 以上の例から、本開示の懸架ばね用鋼は、高い引張強度を有し且つ優れた耐遅れ破壊特性及び絞り値を有することが分かる。
- [0070] 本開示の懸架ばね用鋼は、高価な合金元素を含まないか含んでも微量であり、1800MPa以上の引張強度を有し、且つ優れた冷間加工性及び耐遅れ破壊特性を有するので、自動車等に用いられる懸架ばねを軽量化できるなど、産業上の効果が極めて顕著である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.40 ~ 0.70%、

Si : 0.80 ~ 2.20%、

Mn : 0.05 ~ 1.50%、

Cr : 0.05 ~ 1.00%

を含有し、

P : 0.020%以下、

S : 0.020%以下

に制限し、残部がFe及び不可避免の不純物よりなり、

圧延方向に平行な断面において、面積率で金属組織の90%以上が焼戻しマルテンサイトであり、

圧延方向に平行な断面において、表面から直径又は厚さの10%の範囲で、旧オーステナイト結晶粒の長軸方向の長さと同記長軸方向に直交する方向の長さとの比が1.5以上であり、圧延方向から見たマルテンサイト集合組織の $\langle 011 \rangle$ 集合率/ $\langle 111 \rangle$ 集合率の比が3.0以上である、

ことを特徴とする懸架ばね用鋼。

[請求項2]

更に、質量%で、

Mo : 0.50%以下、

V : 0.50%以下、

Ni : 1.00%以下、

Cu : 0.50%以下、

B : 0.0050%以下

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項1に記載の懸架ばね用鋼。

[請求項3]

更に、質量%で、

Al : 0.50%以下、

Ti : 0.20%以下、

Nb : 0.10%以下、

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項1または2に記載の懸架ばね用鋼。

[請求項4]

引張強度が1800MPa以上、絞り値が40%以上であり、丸棒直径の10%深さまで60°円環ノッチを付けた試験片に引張強度の30%の試験荷重を負荷して測定した限界拡散性水素量が0.30ppm以上であることを特徴とする、請求項1～3のいずれか一項に記載の懸架ばね用鋼。

[請求項5]

請求項1～4のいずれか一項に記載の懸架ばね用鋼を製造する方法であって、

請求項1～3のいずれか一項に記載の鋼成分を有する線材に、1150℃未満950℃以上の温度域で15%以上30%未満の減面率を与え、次いで、950℃未満750℃以上の温度域で20%以上の減面率及び前記1150℃未満950℃以上の温度域の減面率との累積で40%以上の減面率を与えるように、熱間圧延を施すこと、

前記熱間圧延した鋼線を焼入れして、圧延方向に平行な断面において面積率で金属組織の90%以上をマルテンサイトとすること、及び前記焼入れした鋼線に焼戻し処理を行なうこと、

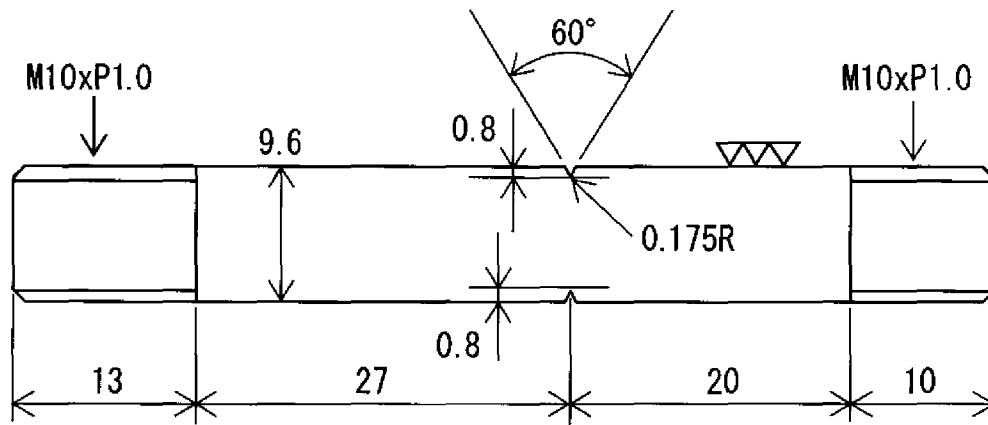
を含み、

前記熱間圧延の終了から前記焼入れの開始までの時間が3秒以内である、

懸架ばね用鋼の製造方法。

[図1]

図1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/072051

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/18(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00, C21D8/06, C22C38/18, C22C38/54

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	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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 2005-220422 A (Sumitomo (SEI) Steel Wire Corp.), 18 August 2005 (18.08.2005), (Family: none)	1-5
A	JP 2002-97551 A (Nippon Steel Corp.), 02 April 2002 (02.04.2002), (Family: none)	1-5
A	JP 2014-43612 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 13 March 2014 (13.03.2014), (Family: none)	1-5
A	JP 2009-256771 A (JFE Steel Corp.), 05 November 2009 (05.11.2009), (Family: none)	1-5

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 19 August 2016 (19.08.16)	Date of mailing of the international search report 30 August 2016 (30.08.16)
--	---

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/072051

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 2014-122393 A (Kobe Steel, Ltd.), 03 July 2014 (03.07.2014), & WO 2014/097872 A1 & US 2015/0292052 A1 & EP 2937434 A1 & TW 201441382 A & CN 104797729 A & KR 10-2015-0081366 A	1-5
A	JP 2011-11245 A (Nippon Steel Corp.), 20 January 2011 (20.01.2011), (Family: none)	5

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, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/18(2006.01)i, C22C38/54(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, C21D8/06, C22C38/18, C22C38/54

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016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 2005-220422 A (住友電工スチールワイヤー株式会社) 2005.08.18 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2002-97551 A (新日本製鐵株式会社) 2002.04.02 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2014-43612 A (新日鐵住金株式会社) 2014.03.13 (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

19.08.2016

国際調査報告の発送日

30.08.2016

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)

松本 要

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

3134

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 2009-256771 A (J F E スチール株式会社) 2009. 11. 05 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2014-122393 A (株式会社神戸製鋼所) 2014. 07. 03 & W0 2014/097872 A1 & US 2015/0292052 A1 & EP 2937434 A1 & TW 201441382 A & CN 104797729 A & KR 10-2015-0081366 A	1 - 5
A	JP 2011-11245 A (新日本製鐵株式会社) 2011. 01. 20 (ファミリーなし)	5