(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
2015 年 10 月 29 日(29.10.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/162928 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21C 7/06* (2006.01)
B22D 11/115 (2006.01) *C21C 7/10* (2006.01)
B22D 11/124 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C21C 7/04 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2015/002202

(22) 国際出願日: 2015 年 4 月 22 日(22.04.2015)

(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 2014-089420 2014 年 4 月 23 日(23.04.2014) 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).

(72) 発明者: 橋村　雅之(HASHIMURA, Masayuki); 〒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). 山本　隼也(YAMAMOTO, Junya); 〒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). 水上　和実(MIZUKAMI, Kazumi); 〒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). 吉田　直嗣(YOSHIDA, Naotsugu); 〒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). 宮嵜　雅文(MIYAZAKI, Masafumi); 〒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　健一郎(MIYAMOTO, Kenichiro); 〒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).

(74) 代理人: アセンド特許業務法人(ASCEND IP LAW FIRM); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目５番１７号 Osaka (JP).

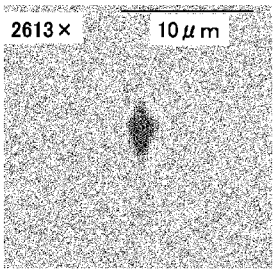
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, 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.

[続葉有]

(54) **Title**: SPRING STEEL AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称 : ばね鋼及びその製造方法

FIG. 1



(57) **Abstract**: Fatigue strength, toughness, and cold ductility are sought after in spring steel. A spring steel according to the present embodiment has a chemical composition containing, in mass%, 0.4-0.7% of C, 1.1-3.0% of Si, 0.3-1.5% of Mn, at most 0.03% of P, at most 0.05% of S, 0.01-0.05% of Al, 0.0001-0.002% of rare earth elements, at most 0.015% of N,, at most 0.0030% of O, and 0.02-0.1% of Ti, containing Ca, Cr, Mo, W, V, Nb, Ni, Cu, and B as optional elements, and having a balance comprising Fe and impurities. In the spring steel, the number of oxide inclusions having an equivalent circle diameter of at least 5 μm and being either composite oxides containing an Al oxide, REM, O, and Al, or composite oxides containing REM, O, S, and Al is at most 0.2/mm^2. Furthermore, the maximum value for the equivalent circle diameter of the oxide inclusions is at most 40 μm.

(57) 要約:　ばね鋼には、疲労強度、靭性、冷間での延性が求められる。　本実施形態によるばね鋼は、質量%で、Ｃ：０．４～０．７%、Ｓｉ：１．１～３．０%、Ｍｎ：０．３～１．５%、Ｐ：０．０３%以下、Ｓ：０．０５%以下、Ａｌ：０．０１～０．０５%、希土類元素：０．０００１～０．００２%、Ｎ：０．０１５%以下、Ｏ：０．００３０%以下、Ｔｉ：０．０２～０．１を含有し、任意元素として、Ｃａ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｗ、Ｖ、Ｎｂ、Ｎｉ、Ｃｕ、及び、Ｂを含有し、残部はＦｅ及び不純物からなる化学組成を有する。ばね鋼中において、ＡｌＩ系酸化物、ＲＥＭ、Ｏ及びＡｌを含有する複合酸化物、及び、ＲＥＭ、Ｏ、Ｓ及びＡｌを含有する複合酸硫化物のいずれかであって、円相当径が５μｍ以上である酸化物系介在物の個数が０．２個／ｍｍ^{2}以下である。さらに、酸化物系介在物の円相当径の最大値が４０μｍ以下である。

WO 2015/162928 A1

(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)）

明　細　書

発明の名称 ： ばね鋼及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、ばね鋼及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] ばね鋼は、自動車又は一般機械に使用される。たとえば、自動車の懸架ばねとしてばね鋼が利用される場合、ばね鋼には高い疲労強度が要求される。最近、燃費改善を目的とした自動車の軽量化、高出力化が要求されている。そのため、エンジン又はサスペンションに利用されるばね鋼は、さらに高い疲労強度が求められる。

[0003] 鋼材中には、アルミナに代表される酸化物系介在物が存在する場合がある。酸化物系介在物が粗大であれば、疲労強度が低下する。

[0004] アルミナは、精錬工程において溶鋼を脱酸するときに生成する。取鍋等はアルミナ系耐火物を含む場合が多い。そのため、ＡＩ脱酸だけでなく、ＡＩ以外の元素（例えばＳｉ、Ｍｎ等）で脱酸した場合であっても、溶鋼中にアルミナが生成する場合がある。溶鋼中のアルミナは凝集しやすく、クラスタ化しやすい。つまり、アルミナは粗大化しやすい。

[0005] アルミナに代表される酸化物系介在物を微細化する技術が特開平５－３１１２２５号公報（特許文献１）、特開２００９－２６３７０４号公報（特許文献２）、特開平９－２６３８２０号公報（特許文献３）、及び、特開平１１－２７９６９５号公報（特許文献４）に開示されている。

[0006] 特許文献１には、次の事項が記載されている。溶鋼中にＭｇ合金を添加する。これにより、アルミナが減少し、代わりに、スピネル（$MgO \cdot Al_2O_3$）又はＭｇＯが生成される。そのため、アルミナの凝集によるアルミナの粗大化が抑制される。

[0007] しかしながら、特許文献１の製造方法の場合、連続鋳造装置においてノズルが詰まる場合がある。この場合、溶鋼に粗大介在物が混入しやすい。この

場合、鋼の疲労強度が低くなる。

[0008] 特許文献２には、次の事項が記載されている。鋼線材の長手方向断面におけるSiO_2－Al_2O_3－CaO系酸化物の平均化学組成を、SiO_2：３０～６０％、Al_2O_3：１～３０％、CaO：１０～５０％にして、上記酸化物の融点を１４００℃以下に制御する。さらにこれらの酸化物に、０．１～１０％のB_2O_3を含有する。これにより、酸化物系介在物が微細分散する。

[0009] しかしながら、B_2O_3は上述の酸化物には有効であるものの、アルミナのクラスタ化を抑制しにくい場合がある。この場合、疲労強度が低くなる。

[0010] 特許文献３には、次の事項が記載されている。Ａｌキルド鋼の製造において、溶鋼中にＣａ、Ｍｇ及び希土類元素（ＲＥＭ）からなる群から選択される２種以上とＡｌとからなる合金を投入して脱酸する。

[0011] しかしながら、ばね鋼において上記合金を投入しても、酸化物系介在物が微細化されない場合がある。この場合、ばね鋼の疲労強度が低くなる。

[0012] 特許文献４には、次の事項が記載されている。軸受用鋼線材において、０．０１０％以下のＲＥＭ（実施例では０．００３％）を含有することにより、介在物を球状化する。

[0013] しかしながら、ばね鋼においては、上記含有量のＲＥＭを含有しても、酸化物系介在物が微細化しない場合がある。この場合、ばね鋼の疲労強度が低くなる。

[0014] さらに、懸架ばねは、走行中の路面の凹凸による車体の振動を吸収する役割を有する。したがって、ばね鋼は、疲労強度だけでなく、高い靭性も求められる。

[0015] また、ばねの製造方法には熱間成形と冷間成形とがある。冷間成形では冷間でコイリングしてばねを製造する。したがって、ばね鋼は冷間での高い延性も求められる。

先行技術文献

特許文献

[0016] 特許文献1：特開平５－３１１２２５号公報

特許文献2：特開２００９－２６３７０４号公報

特許文献3：特開平９－２６３８２０号公報

特許文献4：特開平１１－２７９６９５号公報

発明の概要

[0017] 本発明の目的は、疲労強度、靭性、及び、延性に優れたばね鋼を提供することである。

[0018] 本実施形態によるばね鋼は、質量％で、Ｃ：０．４～０．７％、Ｓｉ：１．１～３．０％、Ｍｎ：０．３～１．５％、Ｐ：０．０３％以下、Ｓ：０．０５％以下、Ａｌ：０．０１～０．０５％、希土類元素：０．０００１～０．００２％、Ｎ：０．０１５％以下、Ｏ：０．００３０％以下、Ｔｉ：０．０２～０．１％、Ｃａ：０～０．００３０％、Ｃｒ：０～２．０％、Ｍｏ：０～１．０％、Ｗ：０～１．０％、Ｖ：０～０．７０％、Ｎｂ：０～０．０５０％未満、Ｎｉ：０～３．５％、Ｃｕ：０～０．５％、及び、Ｂ：０～０．００５０％を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなる化学組成を有する。ばね鋼中において、Ａｌ系酸化物、ＲＥＭ、Ｏ及びＡｌを含有する複合酸化物、及び、ＲＥＭ、Ｏ、Ｓ及びＡｌを含有する複合酸硫化物のいずれかであって、円相当径が５μｍ以上である酸化物系介在物の個数が０．２個／ｍｍ^{2}以下である。さらに、酸化物系介在物の円相当径の最大値が４０μｍ以下である。

[0019] 本実施形態によるばね鋼は、疲労強度、靭性、及び、延性に優れる。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]図１は、本実施形態のばね鋼中の、ＡｌとＯ（酸素）とＲＥＭ（本例はＣｅ）とＳとを含有した複合酸硫化物のＳＥＭ画像である。

[図2]図２は、鋳造工程における鋳片の冷却速度の測定方法を説明するための鋳片の横断面図である。

[図3A]図３Ａは、超音波疲労試験片の側面図である。

[図3B]図３Ｂは、図３Ａに示す超音波疲労試験片の素材となる粗試験片の採取位置を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0021] 本実施形態によるばね鋼は、質量%で、Ｃ：０．４～０．７%、Ｓｉ：１．１～３．０%、Ｍｎ：０．３～１．５%、Ｐ：０．０３%以下、Ｓ：０．０５%以下、Ａｌ：０．０１～０．０５%、希土類元素：０．０００１～０．００２%、Ｎ：０．０１５%以下、Ｏ：０．００３０%以下、Ｔｉ：０．０２～０．１%、Ｃａ：０～０．００３０%、Ｃｒ：０～２．０%、Ｍｏ：０～１．０%、Ｗ：０～１．０%、Ｖ：０～０．７０%、Ｎｂ：０～０．０５０%未満、Ｎｉ：０～３．５%、Ｃｕ：０～０．５%、及び、Ｂ：０～０．００５０%を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなる化学組成を有する。ばね鋼中において、Ａｌ系酸化物、ＲＥＭ、Ｏ及びＡｌを含有する複合酸化物、及び、ＲＥＭ、Ｏ、Ｓ及びＡｌを含有する複合酸硫化物のいずれかであって、円相当径が５μｍ以上である酸化物系介在物の個数が０．２個／ｍｍ^{2}以下である。さらに、酸化物系介在物の円相当径の最大値が４０μｍ以下である。

[0022] 本実施形態によるばね鋼は、Ａｌ系酸化物、複合酸化物（ＲＥＭを含有し、Ａｌ、Ｏを含有する介在物）、及び、複合酸硫化物（ＲＥＭを含有し、Ａｌ、Ｏ、Ｓを含有する介在物）のいずれかである酸化物系介在物が微細分散される。そのため、疲労強度が高い。さらに、本実施形態のばね鋼はＴｉを含有するため、高い靭性を有する。そのため、本実施形態によるばね鋼は延性に優れる。

[0023] 上記ばね鋼の化学組成は、Ｃａ：０．０００１～０．００３０%を含有してもよい。上記ばね鋼の化学組成は、Ｃｒ：０．０５～２．０%、Ｍｏ：０．０５～１．０%、Ｗ：０．０５～１．０%、Ｖ：０．０５～０．７０%、Ｎｂ：０．００２～０．０５０%未満、Ｎｉ：０．１～３．５%、Ｃｕ：０．１～０．５%、及び、Ｂ：０．０００３～０．００５０%からなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。

[0024] 本実施形態のばね鋼の製造方法は、上記化学組成を有する溶鋼を精錬する工程と、精錬後の溶鋼を用いて、連続鋳造法により鋳片を製造する工程と、

鋳片を熱間加工する工程とを備える。溶鋼を精錬する工程は、取鍋精錬時に、ＡｌをＡｌを用いて溶鋼を脱酸する工程と、ＡｌをＡｌを用いた脱酸後、ＲＥＭを用いて溶鋼を５分以上脱酸する工程とを含む。鋳片を製造する工程は、鋳型内で溶鋼を攪拌して水平方向に０．１ｍ／分以上の流速で旋回させる工程と、１～１００℃／分の冷却速度で鋳込み中の鋳片を冷却する工程とを含む。

[0025] 精錬工程において、取鍋精錬時に、Ａｌ脱酸、ＲＥＭ脱酸の順に実施し、かつ、ＲＥＭ脱酸を５分以上実施する。さらに、連続鋳造工程で上述の流速で旋回し、上述の冷却速度で冷却する。この製造方法により、上述の粗大酸化物系介在物の個数及び粗大酸化物系介在物の円相当径の最大値を満たすばね鋼が製造できる。

[0026] 以下、本実施形態のばね鋼について詳しく説明する。各元素の含有量の「％」は「質量％」を意味する。

[0027] ［化学組成］

本実施形態によるばね鋼の化学組成は、次の元素を含有する。

[0028] Ｃ：０．４～０．７％

炭素（Ｃ）は、鋼の強度を高める。Ｃ含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、Ｃ含有量が高すぎれば、熱間圧延後の冷却過程で初析セメンタイトが過剰に生成する。この場合、鋼の伸線時の加工性が低下する。したがって、Ｃ含有量は０．４～０．７％である。Ｃ含有量の好ましい下限は０．４％よりも高く、さらに好ましくは０．４５％であり、さらに好ましくは０．５％である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．７％未満であり、さらに好ましくは０．６５％であり、さらに好ましくは０．６％である。

[0029] Ｓｉ：１．１～３．０％

シリコン（Ｓｉ）は、鋼の焼入れ性を高め、鋼の疲労強度を高める。Ｓｉはさらに、耐へたり性を高める。Ｓｉ含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、Ｓｉ含有量が高すぎれば、パーライト中のフェライトの延性が低下する。Ｓｉ含有量が高すぎればさらに、圧延、焼入れ及び焼戻しの工程において脱炭が助長され、鋼の強度が低下する。したがって、Ｓｉ含有量

は１．１～３．０％である。Ｓｉ含有量の好ましい下限は１．１％よりも高く、さらに好ましくは１．２％であり、さらに好ましくは１．３％である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は３．０％未満であり、さらに好ましくは２．５％であり、さらに好ましくは２．０％である。

[0030] Ｍｎ：０．３～１．５％

マンガン（Ｍｎ）は鋼を脱酸する。Ｍｎはさらに、鋼の強度を高める。Ｍｎ含有量が低すぎれば、これらの効果は得られない。一方、Ｍｎ含有量が高すぎれば、偏析が生じる。偏析部にはミクロマルテンサイトが生成される。ミクロマルテンサイトは、圧延工程での疵の発生要因となる。ミクロマルテンサイトはさらに、鋼の伸線時の加工性を低下する。したがって、Ｍｎ含有量は０．３～１．５％である。Ｍｎ含有量の好ましい下限は０．３％よりも高く、さらに好ましくは０．４％であり、さらに好ましくは０．５％である。Ｍｎ含有量の好ましい上限は１．５％未満であり、さらに好ましくは１．４％であり、さらに好ましくは１．２％である。

[0031] Ｐ：０．０３％以下

りん（Ｐ）は、不純物である。Ｐは結晶粒界に偏析して鋼の疲労強度を低下する。したがって、Ｐ含有量はなるべく低い方が好ましい。Ｐ含有量は０．０３％以下である。Ｐ含有量の好ましい上限は０．０３％未満であり、さらに好ましくは０．０２％である。

[0032] Ｓ：０．０５％以下

硫黄（Ｓ）は、不純物である。Ｓは粗大なＭｎＳを形成し、鋼の疲労強度を低下する。したがって、Ｓ含有量はなるべく低い方が好ましい。Ｓ含有量は０．０５％以下である。Ｓ含有量の好ましい上限は０．０５％未満であり、さらに好ましくは０．０３％であり、さらに好ましくは０．０１％である。

[0033] Ａｌ：０．０１～０．０５％

アルミニウム（Ａｌ）は、鋼を脱酸する。Ａｌはさらに、鋼の結晶粒を調整する。Ａｌ含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、Ａｌ含有

量が高すぎれば、上記効果が飽和する。Ａｌ含有量が高すぎればさらに、アルミナが多数残存する。したがって、Ａｌ含有量は０．０１～０．０５％である。Ａｌ含有量の好ましい下限は０．０１％よりも高い。Ａｌ含有量の好ましい上限は０．０５％未満であり、さらに好ましくは０．０３５％である。本明細書にいうＡｌ含有量は、いわゆる全Ａｌ（Ｔｏｔａｌ　Ａｌ）の含有量を意味する。

[0034] ＲＥＭ：０．０００１～０．００２％

希土類元素（ＲＥＭ）は、鋼を脱硫及び脱酸する。ＲＥＭはさらに、Ａｌ系酸化物と結合して、酸化物系介在物を微細化する。以下、この点について説明する。

[0035] 本明細書において、酸化物系介在物は、アルミナに代表されるＡｌ系酸化物、複合酸化物、及び、複合酸硫化物のいずれか１種以上である。Ａｌ系酸化物、複合酸化物、複合酸硫化物は次のとおり定義される。

[0036] Ａｌ系酸化物は、３０％以上のＯ（酸素）と、５％以上のＡｌとを含有する。Ａｌ系酸化物はさらに、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｃａ、Ｍｇ等の脱酸元素の少なくとも１種以上を含有してもよい。Ａｌ系酸化物中のＲＥＭ含有量は１％未満である。

[0037] 複合酸化物は、３０％以上のＯ（酸素）と、５％以上のＡｌと、１％以上のＲＥＭとを含有する。複合酸化物はさらに、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｃａ、Ｍｇ等の脱酸元素の少なくとも１種以上を含有してもよい。

[0038] 複合酸硫化物は、３０％以上のＯ（酸素）と、５％以上のＡｌと、１％以上のＲＥＭと、Ｓとを含有する。複合酸硫化物はさらに、Ｍｎ、Ｓｉ、Ｃａ、Ｍｇ等の脱酸元素の少なくとも１種以上を含有してもよい。

[0039] ＲＥＭは、鋼中のＡｌ系酸化物と反応して、複合酸化物を形成する。複合酸化物はさらに、Ｓと反応して複合酸硫化物を形成する場合がある。このように、ＲＥＭはＡｌ系酸化物を複合酸化物又は複合酸硫化物に変える。この場合、Ａｌ系酸化物が溶鋼中で凝集してクラスタになるのを抑制でき、微細な酸化物系介在物を鋼中に分散することができる。

[0040] 図１は、本実施形態のばね鋼中の複合酸硫化物の一例を示すＳＥＭ画像である。図１中の複合酸硫化物の円相当径は５μｍ未満である。図１中の複合酸硫化物の化学組成は、６４．４％のＯ（酸素）と、１８．４％のＡｌと、５．５％のＭｎと、４．６％のＳと、３．８％のＣｅ（ＲＥＭ）とを含有する。

[0041] 図１に代表される複合酸化物及び複合酸硫化物の円相当径は１～５μｍ程度であり、微細である。さらに、複合酸化物及び複合酸硫化物は延伸して粗大化したり、クラスタ化したりしない。したがって、複合酸化物及び複合酸硫化物は疲労破壊の起点になりにくい。そのため、ばね鋼の疲労強度が高まる。

[0042] 本実施形態のばね鋼は、好ましくは、酸化物系介在物のうち、少なくとも複合酸硫化物を含有する。この場合、Ｓは複合酸硫化物に固定される。そのため、ＭｎＳの析出が抑制され、粒界でのＴｉＳの析出も抑制される。その結果、ばね鋼の延性が高まる。

[0043] ＲＥＭ含有量が低すぎれば、これらの効果が得られない。一方、ＲＥＭ含有量が高すぎれば、連続鋳造においてＲＥＭを含有する介在物がノズルを閉塞する場合がある。ＲＥＭを含有する介在物がノズルを閉塞しない場合であっても、ＲＥＭを含有する粗大な介在物が鋼中に含有され、鋼の疲労強度が低下する。したがって、ＲＥＭ含有量は０．０００１～０．００２％である。ＲＥＭ含有量の好ましい下限は０．０００１％よりも高く、さらに好ましくは０．０００２％であり、さらに好ましくは０．０００３％よりも高い。ＲＥＭ含有量の好ましい上限は０．００２％未満であり、さらに好ましくは０．００１５％であり、さらに好ましくは０．００１０％であり、さらに好ましくは、０．０００５％である。

[0044] 本明細書にいうＲＥＭは、原子番号５７のランタン（Ｌａ）から原子番号７１のルテチウム（Ｌｕ）までのランタノイド、原子番号２１のスカンジウム（Ｓｃ）、及び、原子番号３９のイットリウム（Ｙ）の総称である。

[0045] Ｎ：０．０１５％以下

窒素（Ｎ）は不純物である。Ｎは窒化物を形成して、鋼の疲労強度を低下する。Ｎはさらに、ひずみ時効を引き起こし、鋼の延性及び靭性を低下する。したがって、Ｎ含有量はなるべく低い方が好ましい。Ｎ含有量は０．０１５％以下である。Ｎ含有量の好ましい上限は０．０１５％未満であり、さらに好ましくは０．０１０％であり、さらに好ましくは０．００８％であり、さらに好ましくは０．００６％である。

[0046] Ｏ：０．００３０％以下

酸素（Ｏ）は不純物である。Ｏは、ＡｌＩ系酸化物、複合酸化物及び複合酸硫化物を形成する。酸素含有量が高すぎれば、粗大なＡｌＩ系酸化物が多数発生して、鋼の疲労寿命が低下する。したがって、Ｏ含有量は０．００３０％以下である。Ｏ含有量の好ましい上限は０．００３０％未満であり、さらに好ましくは０．００２０％であり、さらに好ましくは０．００１５％である。本明細書にいうＯ含有量は、いわゆる全酸素量（Ｔ．Ｏ）である。

[0047] Ｔｉ：０．０２～０．１％

チタン（Ｔｉ）は、$Ａ_3$点以上のオーステナイト温度域において、微細なＴｉ炭化物及びＴｉ炭窒化物を形成する。焼入れのための加熱時において、Ｔｉ炭化物及びＴｉ炭窒化物はオーステナイト粒に対してピン止め効果を発揮し、結晶粒を微細かつ均一にする。このため、Ｔｉは鋼の靭性を高める。

[0048] 一般的に、Ｔｉが含有された場合、Ｔｉ炭化物、Ｔｉ炭窒化物が形成され、さらにＴｉＳが粒界に析出する。ＴｉＳはＭｎＳと同様に、鋼の延性を低下する。

[0049] しかしながら、上述のとおり、本実施形態のばね鋼では、ＳはＲＥＭと結合して複合酸硫化物を形成する。そのため、粒界にＳが偏析せず、ＴｉＳ及びＭｎＳが生成しにくい。したがって、本実施形態では、Ｔｉが含有されることにより、靭性が高まり、高い延性も得られる。Ｔｉ含有量が低すぎれば、この効果が得られない。

[0050] 一方、Ｔｉ含有量が高すぎれば、粗大なＴｉＮが生成する。ＴｉＮは破壊起点になりやすく、水素のトラッピングサイトにもなりやすい。そのため、

鋼の疲労強度が低下する。したがって、Ｔｉ含有量は０．０２～０．１％である。Ｔｉ含有量の好ましい下限は０．０２％よりも高く、さらに好ましくは０．０４％である。Ｔｉ含有量の好ましい上限は０．１％未満であり、さらに好ましくは０．０８％であり、さらに好ましくは０．０６％である。

[0051] 本実施の形態によるばね鋼の化学組成の残部は、Ｆｅ及び不純物からなる。ここで、不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本実施形態のばね鋼の効果に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0052] 本実施の形態によるばね鋼の化学組成はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｃａを含有してもよい。

[0053] Ｃａ：０～０．００３０％

カルシウム（Ｃａ）は、任意元素であり、含有されなくてもよい。Ｃａが含有される場合、Ｃａは鋼を脱硫する。一方、Ｃａ含有量が高すぎれば、低融点で粗大なＡｌ－Ｃａ－Ｏ酸化物が形成される。Ｃａ含有量が高すぎればさらに、複合酸硫化物がＣａを吸収する。Ｃａを吸収した複合酸硫化物は粗大化しやすい。これらの粗大な酸化物は、鋼の破壊起点となりやすい。したがって、Ｃａ含有量は０～０．００３０％である。Ｃａ含有量の好ましい下限は０．０００１％以上であり、さらに好ましくは０．０００３％であり、さらに好ましくは０．０００５％である。Ｃａ含有量の好ましい上限は０．００３０％未満であり、さらに好ましくは０．００２０％であり、さらに好ましくは０．００１５％である。

[0054] 本実施の形態によるばね鋼の化学組成はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｗ、Ｖ、Ｎｂ、Ｎｉ、Ｃｕ、及びＢからなる群から選択される１種又は２種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼の強度を高める。

[0055] Ｃｒ：０～２．０％

クロム（Ｃｒ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｃｒは鋼の強度を高める。Ｃｒはさらに、鋼の焼入れ性を高め、鋼の疲

労強度を高める。Ｃｒはさらに、焼戻し軟化抵抗を高める。一方、Ｃｒ含有量が高すぎれば、鋼の硬さが高くなりすぎ、延性が低下する。したがって、Ｃｒ含有量は０～２．０％である。Ｃｒ含有量の好ましい下限は０．０５％である。焼戻し軟化抵抗を高める場合、Ｃｒ含有量の好ましい下限は０．５％であり、さらに好ましくは０．７％である。Ｃｒ含有量の好ましい上限は２．０％未満である。冷間でコイリングしてばね鋼材を製造する場合、Ｃｒ含有量のさらに好ましい上限は１．５％である。

[0056] Ｍｏ：０～１．０％

モリブデン（Ｍｏ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｍｏは鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Ｍｏはさらに、鋼の焼戻し軟化抵抗を高める。Ｍｏはさらに、微細な炭化物を形成し、結晶粒を微細化する。Ｍｏ炭化物は、Ｖ炭化物と比較して、低温で析出する。そのため、Ｍｏは、低温で焼き戻す高強度のばね鋼の結晶粒微細化に有効である。

[0057] 一方、Ｍｏ含有量が高すぎれば、熱間圧延後の冷却過程で過冷組織が生成しやすくなる。過冷組織は、置き割れ及び加工時の割れの原因となる。したがって、Ｍｏ含有量は０～１．０％である。Ｍｏ含有量の好ましい下限は０．０５％であり、さらに好ましくは０．１０％である。Ｍｏ含有量の好ましい上限は１．０％未満であり、さらに好ましくは０．７５％であり、さらに好ましくは０．５０％である。

[0058] Ｗ：０～１．０％

タングステン（Ｗ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、ＷはＭｏと同様に、鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Ｗはさらに、鋼の焼戻し軟化抵抗を高める。一方、Ｗ含有量が高すぎれば、Ｍｏと同様に過冷組織が生成する。したがって、Ｗ含有量は０～１．０％である。高い焼戻し軟化抵抗を得る場合、Ｗ含有量の好ましい下限は０．０５％であり、さらに好ましくは０．１％である。Ｗ含有量の好ましい上限は１．０％未満であり、さらに好ましくは０．７５％であり、さらに好ましくは０．

５０％である。

[0059] Ｖ：０～０．７０％

バナジウム（Ｖ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｖは微細な窒化物、炭化物及び炭窒化物を形成する。これらの析出物は鋼の焼戻し軟化抵抗を高め、鋼の強度を高める。これらの析出物はさらに、結晶粒を微細化する。一方、Ｖ含有量が高すぎれば、Ｖ窒化物、Ｖ炭化物及びＶ炭窒化物が焼入れ時の加熱でも十分に溶解しない。未溶解のＶ窒化物、Ｖ炭化物及びＶ炭窒化物は粗大化して鋼中に残存し、鋼の延性及び疲労強度を低下する。Ｖ含有量が高すぎればさらに、過冷組織が生成する。したがって、Ｖ含有量は０～０．７０％である。Ｖ含有量の好ましい下限は０．０５％であり、さらに好ましくは０．０６％であり、さらに好ましくは０．０８％である。Ｖ含有量の好ましい上限は０．７０％未満であり、さらに好ましくは０．５０％であり、さらに好ましくは０．３０％であり、最も好ましい上限は０．２５％である。

[0060] Ｎｂ：０～０．０５０％未満

ニオブ（Ｎｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｖと同様に、窒化物、炭化物及び炭窒化物を形成し、鋼の強度、焼戻し軟化抵抗を高め、結晶粒を微細化する。一方、Ｎｂ含有量が高すぎれば、鋼の延性が低下する。したがって、Ｎｂ含有量は０～０．０５０％未満である。Ｎｂ含有量の好ましい下限は０．００２％であり、さらに好ましくは０．００５％であり、さらに好ましくは０．００８％である。冷間コイリングによりばねを製造する場合、Ｎｂ含有量の好ましい上限は０．０３０％未満であり、さらに好ましくは０．０２０％未満である。

[0061] Ｎｉ：０～３．５％

ニッケル（Ｎｉ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、ＮｉはＭｏと同様に、鋼の強度及び焼入れ性を高める。Ｃｕが含有される場合、Ｎｉはさらに、Ｃｕと合金相を形成して鋼の熱間加工性の低下を抑制する。一方、Ｎｉ含有量が高すぎれば、残留オーステナイト量が増加し

すぎるため、焼入れ後の鋼の強度が低下する。残留オーステナイトはさらに、使用によりマルテンサイト変態して膨張する。そのため、製品形状の精度が低下する。したがって、Ｎｉ含有量は０～３．５％である。Ｎｉ含有量の好ましい下限は０．１％であり、さらに好ましくは０．２％であり、さらに好ましくは０．３％である。Ｎｉ含有量の好ましい上限は３．５％未満であり、さらに好ましくは２．５％であり、さらに好ましくは１．０％である。Ｃｕが含有される場合、好ましくは、Ｎｉ含有量はＣｕ含有量以上である。

[0062] Ｃｕ：０～０．５％

銅（Ｃｕ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｃｕは鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。Ｃｕはさらに、鋼の耐食性を高め、鋼の脱炭を抑制する。一方、Ｃｕ含有量が高すぎれば熱間加工性が低下する。この場合、鋳造、圧延及び鍛造等の製造過程において疵が発生しやすくなる。したがって、Ｃｕ含有量は０～０．５％である。Ｃｕ含有量の好ましい下限は０．１％であり、さらに好ましくは０．２％である。Ｃｕ含有量の好ましい上限は０．５％未満であり、さらに好ましくは０．４％であり、さらに好ましくは０．３％である。

[0063] Ｂ：０～０．００５０％

ボロン（Ｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Ｂは鋼の焼入れ性を高め、鋼の強度を高める。

[0064] Ｂはさらに、鋼中に固溶して粒界に偏析する。この固溶ＢはＰ、Ｎ、Ｓ等の粒界を脆化する元素の粒界偏析を抑制する。そのため、Ｂは粒界を強化する。本実施形態のばね鋼では、Ｔｉ、ＲＥＭとともにＢを含有すれば、粒界でのＳ偏析が顕著に抑制される。そのため、鋼の疲労強度及び靭性が高まる。

[0065] 一方、Ｂ含有量が高すぎれば、マルテンサイト又はベイナイト等の過冷組織が生成する。したがって、Ｂ含有量は０～０．００５０％である。Ｂ含有量の好ましい下限は０．０００３％以上であり、さらに好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．０００８％である。Ｂ含有量の好まし

い上限は０．００５０％未満であり、さらに好ましくは０．００３０％であり、さらに好ましくは０．００２０％である。

[0066] ［ミクロ組織］

［粗大酸化物系介在物の個数ＴＮ］

上述の化学組成を有するばね鋼中において、ＡＩ系酸化物、複合酸化物、及び複合酸硫化物のいずれかの酸化物系介在物であって、円相当径が５μｍ以上である酸化物系介在物の個数ＴＮは０．２個／ｍｍ^{2}である。

[0067] 円相当径とは、酸化物系介在物（ＡＩ系酸化物、複合酸化物、及び複合酸硫化物）の面積を、同じ面積の円に換算した場合の、円の直径を意味する。以下、円相当径が５μｍ以上である酸化物系介在物を「粗大酸化物系介在物」と定義する。粗大酸化物系介在物の個数ＴＮは次の方法で求められる。

[0068] 棒状又は線状ばね鋼を軸方向に沿って切断する。断面を鏡面研磨する。研磨された断面に対して選択的定電位電解エッチング（ＳＰＥＥＤ法）を実施する。エッチングされた断面上において、ばね鋼の表面からＲ／２深さ（Ｒはばね鋼の半径）の位置を中心として、半径方向に２ｍｍ幅、軸方向に５ｍｍ幅の長方形の領域である任意の視野を５つ選択する。

[0069] エネルギ分散型Ｘ線マイクロアナライザ（ＥＤＸ）を備えた走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて各視野を２０００倍で観察し、視野の画像を得る。視野中の介在物を特定する。ＥＤＸを用いて、特定された各介在物の化学組成（介在物中のＡＩ含有量、Ｏ含有量、ＲＥＭ含有量、Ｓ含有量等）を分析する。分析結果に基づいて、介在物のうち、酸化物系介在物（ＡＩ系酸化物、複合酸化物、複合酸硫化物）を特定する。

[0070] 特定された各酸化物系介在物（ＡＩ系酸化物、複合酸化物、複合酸硫化物）の円相当径を画像処理により求め、円相当径が５μｍ以上の酸化物系介在物（粗大酸化物系介在物）を特定する。

[0071] ５視野の粗大酸化物系介在物の総数を求め、次の式により、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮ（個／ｍｍ^2）を求める。

ＴＮ＝５視野の粗大酸化物系介在物の総数／５視野の総面積

[0072] 本実施形態のばね鋼では、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮは０．２個／ｍｍ^{2}以下である。適量のＲＥＭを適切な製造条件で含有することにより、ＡｌＮ系酸化物を微細な複合酸化物又は複合酸硫化物に変える。これにより、個数ＴＮを低く抑えることができる。そのため、高い疲労強度が得られる。

[0073] ［酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘ］

本実施形態のばね鋼ではさらに、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘが４０μｍ以下である。

[0074] 最大値Ｄｍａｘは、次の方法により求める。上述の個数ＴＮの測定時に、５視野において、酸化物系介在物の円相当径を求める。求めた円相当径のうちの最大値を、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘと定義する。

[0075] 本実施形態のばね鋼では、最大値Ｄｍａｘが４０μｍ以下である。適量のＲＥＭを含有することにより、ＡｌＮ系酸化物を微細な複合酸化物又は複合酸硫化物に変えることにより、最大値Ｄｍａｘを低く抑えることができる。そのため、高い疲労強度が得られる。

[0076] ［製造方法］

上述のばね鋼の製造方法の一例を説明する。本実施形態のばね鋼は、溶鋼を精錬する工程（精錬工程）と、精錬後の溶鋼を用いて連続鋳造法により鋳片を製造する工程（鋳造工程）と、鋳片を熱間加工してばね鋼を製造する工程（熱間加工工程）とを備える。

[0077] ［精錬工程］

精錬工程では、溶鋼を精錬する。初めに、溶鋼に対して取鍋精錬を実施する。取鍋精錬は周知の取鍋精錬を実施すればよい。取鍋精錬はたとえば、ＲＨ（Ｒｕｈｒｓｔａｈｌ－Ｈｅｒａｅｕｓ）を用いた真空脱ガス処理である。

[0078] 取鍋精錬の実施中に、溶鋼にＡｌを投入し、溶鋼をＡｌ脱酸する。好ましくは、Ａｌ脱酸後の溶鋼中のＯ含有量（全酸素量）を０．００３０％以下にする。

[0079] Ａｌ脱酸後、ＲＥＭを溶鋼に投入してＲＥＭ脱酸を５分以上脱酸する。

[0080] ＲＥＭ脱酸後、真空脱ガス処理を含む取鍋精錬をさらに実施してもよい。以上の精錬工程により、上記化学組成の溶鋼を製造する。

[0081] 上記精錬工程においては、ＡｌＩ脱酸の後、ＲＥＭ脱酸を５分以上実施する。この場合、ＡｌＩ系酸化物が複合酸化物及び複合酸硫化物に変化し、微細化する。そのため、従来のＡｌＩ系酸化物の粗大化（クラスタ化）が抑制される。

[0082] ＲＥＭ脱酸が５分未満であれば、ＡｌＩ系酸化物が複合酸化物及び複合酸硫化物に十分に変化しない。そのため、個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}を超えたり、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘが４０μｍを超えたりする。

[0083] また、ＲＥＭ脱酸の前に、ＡｌＩ以外の他の元素で脱酸すれば、ＡｌＩ系酸化物が複合酸化物及び複合酸硫化物に十分に変化しない。そのため、個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}を超えたり、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘが４０μｍを超えたりする。

[0084] ＲＥＭ脱酸にはたとえば、ミッシュメタル（ＲＥＭの混合物）を用いてもよい。この場合、塊状のミッシュメタルを溶鋼に添加すればよい。精錬末期に、Ｃａ－Ｓｉ合金、又は、ＣａＯ－ＣａＦ$_2$フラックス等を溶鋼に添加し、脱硫を実施してもよい。

[0085] ［鋳造工程］

取鍋精錬後の溶鋼を用いて、連続鋳造法により鋳片を製造する。

[0086] 取鍋精錬後においても、溶鋼中でＲＥＭとＡｌＩ系酸化物とが反応して複合酸硫化物及び複合酸化物を形成する。したがって溶鋼を鋳型内で旋回させた方が、ＲＥＭとＡｌＩ系酸化物とがより反応しやすくなる。

[0087] そこで、鋳造工程において、鋳型内の溶鋼を水平方向に０．１ｍ／分以上の流速で攪拌して旋回させる。この場合、ＲＥＭとＡｌＩ系酸化物との反応が促進され、複合酸化物及び複合酸硫化物が生成する。そのため、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}以下になり、酸化物系介在物の最大値Ｄｍａｘが４０μｍ以下になる。一方、流速が０．１ｍ／分未満である場合、ＲＥＭとＡｌＩ系酸化物との反応が促進されにくい。そのため、個数ＴＮが

０．２個／ｍｍ^{2}を超えたり、最大値Ｄｍａｘが４０μｍを超えたりする。溶鋼の攪拌はたとえば、電磁攪拌により実施される。

[0088] さらに、鋳込み中の鋳片の冷却速度ＲＣも、酸化物系介在物の粗大化に影響する。本実施形態では、冷却速度ＲＣを１～１００℃／分とする。冷却速度とは、鋳片の上面又は下面からＴ／４深さ位置（Ｔは鋳片の厚さ）における、液相線温度から固相線温度までの冷却時の速度である。冷却速度が低すぎれば、酸化物系介在物が粗大化しやすい。そのため、冷却速度ＲＣが１℃／分未満であれば、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}を超えたり、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘが４０μｍを超えたりする。

[0089] 一方、冷却速度ＲＣが１００℃／分を超えれば、鋳込み中において、粗大酸化物系介在物が浮上する前に鋼中にトラップされる。そのため、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}を超えたり、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘが４０μｍを超えたりする。

[0090] 冷却速度ＲＣが１～１００℃／分であれば、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}以下となり、かつ、酸化物系介在物の円相当径の最大値Ｄｍａｘが４０μｍ以下となる。

[0091] 冷却速度は次の方法で求めることができる。図２は、鋳造後の鋳片の横断面（鋳片の軸方向に垂直な断面）図である。図２を参照して、鋳片の横断面のうち、鋳込み時における鋳片の上面又は下面からＴ／４深さの、任意の点Ｐを選択する。Ｔは鋳片の厚さ（ｍｍ）である。点Ｐの凝固組織のうち、厚みＴ方向の２次デンドライトアームの間隔λ（μｍ）を測定する。具体的には、厚みＴ方向の２次デンドライトアーム間隔を１０箇所測定し、その平均を間隔λと定義する。

[0092] 求めた間隔λを式（１）に代入して、冷却速度ＲＣ（℃／分）を求める。

$$RC=(\lambda/770)^{-(1/0.41)} \quad (1)$$

[0093] 冷却速度ＲＣの好ましい下限は５℃／分である。冷却速度ＲＣの好ましい上限は６０℃／分未満であり、さらに好ましくは３０℃／分未満である。以

上の製造条件により、鋳片が製造される。

[0094] ［熱間加工工程］

製造された鋳片を熱間加工して、線材を製造する。たとえば、鋳片を分塊圧延してビレットを製造する。ビレットを熱間圧延して線材を製造する。以上の製造方法により、線材が製造される。

[0095] 線材を用いてばねを製造する場合、熱間成形法を利用しても、冷間成形法を利用してもよい。熱間成形法はたとえば、次のとおり実施される。線材を伸線してばね鋼線とする。ばね鋼線をA_3点以上に加熱する。加熱後のばね鋼線（オーステナイト組織）を芯金に巻き付けてコイル（ばね）に成形する。成形後のばねに対して焼入れ焼戻しを実施して、ばねの強度を調整する。焼入れ温度は例えば８５０～９５０℃であり、油冷する。焼戻し温度は例えば４２０～５００℃である。以上の工程により、ばねを製造する。

[0096] 冷間成形法は次のとおり実施される。線材を伸線してばね鋼線とする。ばね鋼線に対して焼入れ焼戻しを実施して強度が調整された鋼線を製造する。焼入れ温度は例えば８５０～９５０℃であり、焼戻し温度は例えば４２０～５００℃である。冷間コイリング機を用いて冷間でコイル成形を実施して、ばねを製造する。

[0097] 本実施形態によるばね鋼は、優れた疲労強度とともに、優れた靭性及び延性を有する。そのため、冷間成形法によりばねが成形される場合であっても、成形中にばね鋼が破断せずに塑性変形しやすい。

実施例

[0098] 取鍋精錬を実施して、表１及び表２に示す化学組成の溶鋼を製造した。

[0099]

[表1]

TABLE1

試験番号	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)									
	C	Si	Mn	P	S	T.Al	REM	T.N	T.O	Ti
1	0.56	1.65	1.07	0.006	0.005	0.022	0.0004	0.0069	0.0008	0.047
2	0.46	2.16	0.88	0.009	0.006	0.017	0.0004	0.0044	0.0012	0.033
3	0.48	1.64	0.74	0.008	0.006	0.019	0.0005	0.0057	0.0012	0.048
4	0.56	2.23	0.88	0.008	0.005	0.025	0.0002	0.0063	0.0015	0.059
5	0.56	2.07	0.91	0.009	0.007	0.025	0.0002	0.0061	0.0008	0.062
6	0.54	1.49	0.87	0.010	0.003	0.025	0.0001	0.0069	0.0015	0.051
7	0.57	2.28	1.02	0.011	0.004	0.024	0.0006	0.0076	0.0006	0.058
8	0.57	1.92	1.00	0.008	0.004	0.025	0.0009	0.0078	0.0013	0.078
9	0.56	1.83	1.09	0.011	0.010	0.029	0.0006	0.0041	0.0009	0.076
10	0.54	2.10	0.68	0.006	0.005	0.030	0.0007	0.0051	0.0012	0.022
11	0.56	1.68	1.00	0.012	0.005	0.023	0.0005	0.0080	0.0011	0.044
12	0.56	1.47	0.75	0.012	0.004	0.029	0.0006	0.0042	0.0009	0.034
13	0.57	2.12	0.96	0.011	0.010	0.026	0.0008	0.0066	0.0011	0.052
14	0.56	1.75	0.87	0.009	0.010	0.037	0.0004	0.0065	0.0013	0.023
15	0.56	2.46	1.05	0.012	0.006	0.030	0.0002	0.0045	0.0012	0.042
16	0.58	2.00	0.68	0.006	0.006	0.036	0.0008	0.0073	0.0009	0.069
17	0.56	1.62	1.03	0.007	0.004	0.019	0.0003	0.0056	0.0009	0.039
18	0.56	2.21	1.09	0.011	0.008	0.032	0.0002	0.0071	0.0013	0.054
19	0.55	2.09	1.13	0.005	0.009	0.038	0.0003	0.0076	0.0009	0.048
20	0.53	2.27	0.92	0.006	0.009	0.033	0.0006	0.0064	0.0014	0.026
21	0.56	2.26	0.92	0.010	0.005	0.024	0.0006	0.0043	0.0008	0.033
22	0.56	2.11	1.08	0.007	0.008	0.037	0.0005	0.0077	0.0014	0.074
23	0.55	1.51	0.80	0.009	0.009	0.024	0.0002	0.0060	0.0012	0.064
24	0.55	2.13	0.73	0.006	0.004	0.033	0.0005	0.0067	0.0006	0.040
25	0.53	2.14	0.92	0.008	0.007	0.038	0.0008	0.0060	0.0014	0.040
26	0.57	2.08	0.67	0.011	0.003	0.028	0.0002	0.0043	0.0010	0.038
27	0.53	1.41	0.78	0.006	0.006	0.031	0.0002	0.0044	0.0006	0.045
28	0.55	1.86	1.00	0.008	0.007	0.027	0.0003	0.0066	0.0014	0.076
29	0.55	1.71	0.84	0.009	0.009	0.034	0.0004	0.0070	0.0008	0.035
30	0.54	1.31	1.06	0.007	0.003	0.026	0.0004	0.0042	0.0009	0.030
31	0.57	2.07	0.66	0.008	0.008	0.032	0.0007	0.0059	0.0014	0.023
32	0.58	1.88	0.95	0.007	0.007	0.039	0.0005	0.0075	0.0012	0.044
33	0.53	2.25	0.69	0.009	0.007	0.039	–	0.0055	0.0006	–
34	0.46	1.69	0.68	0.009	0.009	0.022	0.0008	0.0054	0.0033	0.034
35	0.57	2.28	1.05	0.007	0.007	0.040	0.0004	0.0053	0.0009	0.058
36	0.46	1.50	0.70	0.007	0.007	0.019	0.0004	0.0070	0.0013	0.044
37	0.58	1.45	0.79	0.007	0.007	0.031	0.0260	0.0077	0.0007	0.027
38	0.49	1.67	0.84	0.005	0.007	0.027	0.0048	0.0074	0.0014	0.035
39	0.44	1.60	0.68	0.006	0.008	0.034	0.00006	0.0075	0.0012	0.060
40	0.48	1.53	0.75	0.011	0.008	0.028	0.0006	0.0120	0.0006	0.170
41	0.55	1.96	0.73	0.009	0.007	0.025	0.0016	0.0043	0.0012	0.189
42	0.55	1.49	0.79	0.012	0.010	0.024	0.0014	0.0079	0.0013	0.026
43	0.57	1.94	0.70	0.009	0.003	0.030	0.0003	0.0050	0.0010	0.052
44	0.53	1.89	0.75	0.008	0.009	0.023	–	0.0046	0.0010	0.048
45	0.56	1.74	0.77	0.007	0.010	0.029	–	0.0055	0.0010	0.002
46	0.54	1.78	0.75	0.007	0.009	0.027	–	0.0045	0.0010	0.025
47	0.58	1.64	0.79	0.006	0.008	0.030	0.0008	0.0077	0.0017	0.003

[0100]

[表2]

TABLE2

試験番号	化学組成(表1の続き、単位は質量%、残部はFe及び不純物)								
	Ca	Cr	Mo	W	V	Nb	Ni	Cu	B
1	–	0.60	–	–	–	–	–	–	–
2	–	0.70	–	–	–	–	–	–	–
3	–	1.20	–	–	–	–	–	–	–
4	–	0.62	–	–	–	–	–	–	–
5	–	0.61	–	–	–	–	–	–	0.0029
6	–	0.63	–	–	–	–	–	–	0.0019
7	–	0.72	–	–	–	–	–	–	0.0030
8	–	0.81	–	–	0.08	–	0.24	–	0.0010
9	–	0.71	–	–	0.14	–	–	–	0.0008
10	–	0.12	0.05	–	0.12	–	–	–	0.0013
11	–	1.00	–	–	–	–	–	–	–
12	–	0.73	–	–	–	–	–	–	–
13	–	0.96	–	–	–	–	–	–	–
14	–	0.78	–	–	–	–	–	–	–
15	–	0.63	–	–	–	–	–	–	–
16	–	0.68	–	–	–	–	–	–	–
17	–	–	–	–	0.15	–	–	–	–
18	–	–	–	–	–	–	–	–	–
19	0.0008	–	–	–	–	–	–	–	–
20	–	0.90	–	–	0.22	–	–	–	–
21	0.0010	0.87	–	–	–	–	–	–	–
22	–	0.61	0.20	–	–	–	–	–	–
23	–	0.40	–	0.24	–	–	–	–	–
24	–	0.68	–	–	–	0.029	–	–	–
25	–	0.75	0.20	–	0.21	–	–	–	–
26	–	0.89	–	–	0.23	0.022	–	–	–
27	–	0.70	0.18	0.16	–	–	–	–	–
28	–	–	–	–	–	–	1.61	–	–
29	–	0.61	–	–	0.22	–	1.57	0.21	–
30	–	–	–	–		–	1.60	0.23	–
31	0.0010	0.72	–	–	0.22	–	–	–	–
32	0.0008	0.90	–	–	–	–	–	–	–
33	–	0.95	–	–	–	–	–	–	–
34	–	0.61	–	–	–	–	–	–	–
35	–	0.95	–	–	–	–	–	–	–
36	–	0.84	–	–	–	–	–	–	–
37	–	0.73	–	–	–	–	–	–	–
38	–	0.60	–	–	–	–	–	–	–
39	–	0.67	–	–	–	–	–	–	–
40	–	0.82	–	–	–	–	–	–	–
41	–	0.63	–	–	0.25	0.019	–	–	–
42	–	0.72	–	–	–	–	–	–	–
43	–	0.95	–	–	–	–	–	–	–
44	–	0.79	–	–	–	–	–	–	–
45	–	0.78	–	–	–	–	–	–	–
46	–	0.85	–	–	–	–	–	–	0.0021
47	–	0.82	–	–	–	–	–	–	–

[0101]

[表3]

TABLE3

試験番号	取鍋精錬	添加順序	最終添加した脱酸剤での還流時間（分）	旋回流速（m/分）	RC（℃/分）
1	C	Al→REM	6	0.2	20
2	C	Al→REM	6	0.2	29
3	C	Al→REM	6	0.2	21
4	C	Al→REM	6	0.25	21
5	C	Al→REM	6	0.25	23
6	C	Al→REM	6	0.2	19
7	C	Al→REM	8	0.15	22
8	C	Al→REM	8	0.35	22
9	C	Al→REM	8	0.3	13
10	C	Al→REM	8	0.2	12
11	C	Al→REM	8	0.2	16
12	C	Al→REM	8	0.2	18
13	C	Al→REM	10	0.25	25
14	C	Al→REM	10	0.2	23
15	C	Al→REM	10	0.2	21
16	C	Al→REM	6	0.2	15
17	C	Al→REM	8	0.2	27
18	C	Al→REM	8	0.2	13
19	C	Al→REM	8	0.2	22
20	C	Al→REM	8	0.2	17
21	C	Al→REM	8	0.2	14
22	C	Al→REM	8	0.2	27
23	C	Al→REM	8	0.2	14
24	C	Al→REM	8	0.2	14
25	C	Al→REM	8	0.2	29
26	C	Al→REM	8	0.2	12
27	C	Al→REM	8	0.2	10
28	C	Al→REM	8	0.2	14
29	C	Al→REM	8	0.2	24
30	C	Al→REM	8	0.2	14
31	C	Al→REM	8	0.2	11
32	C	Al→REM	8	0.2	27
33	C	Al	6	0.2	29
34	NC	Al→REM	6	0.2	23
35	C	Al→REM	3	0.2	17
36	C	Al→REM	6	0.05	18
37	C	Al→REM	6	0.3	20
38	C	Al→REM	6	0.2	12
39	C	Al→REM	3	0.2	19
40	C	Al→REM	6	0.2	30
41	C	REM→Al	8	0.2	26
42	C	Al→REM→Ca	6	0.2	110
43	C	Al→REM→Ca	6	0.2	0.06
44	C	Al	6	0.2	14
45	C	Al	6	0.2	17
46	C	Al	6	0.2	16
47	C	Al→REM	8	0.2	27

[0102] 表１及び表２に示す試験番号１～４７の溶鋼に対して、表３に示す条件で精錬を実施した。具体的には、試験番号１～３３、３５～４７では、初めに、溶鋼に対して取鍋精錬を実施した。一方、試験番号３４の溶鋼に対しては取鍋精錬を実施しなかった。表３中の「取鍋精錬」欄の「Ｃ」は、対応する試験番号の溶鋼に対して取鍋精錬を実施したことを示し、「ＮＣ」は、取鍋精錬を実施しなかったことを示す。取鍋精錬の実施条件は各試験番号で同じとした。

[0103] 具体的には、取鍋精錬では、ＲＨ装置を用いて、溶鋼を１０分間還流させた。取鍋精錬を実施した後、脱酸処理を実施した。表３の「添加順序」欄には、使用した脱酸剤及び脱酸剤の添加順序が示される。「ＡＩ→ＲＥＭ」は、ＡＩを添加して脱酸した後、さらにＲＥＭを添加して脱酸したことを意味する。「ＡＩ」は、ＡＩ脱酸のみを実施して、他の脱酸剤（ＲＥＭ等）での脱酸処理を実施しなかったことを意味する。「ＲＥＭ→ＡＩ」は、ＲＥＭ脱酸を実施し、その後、ＡＩ脱酸を実施したことを意味する。「ＡＩ→ＲＥＭ→Ｃａ」は、ＡＩ脱酸を実施し、次にＲＥＭ脱酸を実施し、最後にＣａ脱酸を実施したことを意味する。ＡＩ脱酸にはＡＩ金属、ＲＥＭ脱酸にはミッシュメタル、Ｃａ脱酸には、Ｃａ－Ｓｉ合金及び$CaO:CaF_2=50:50$（質量比）のフラックスを使用した。表３における還流時間は、最終の脱酸剤を添加してからの還流時間、すなわち最終添加した脱酸剤での脱酸時間である。最終添加した脱酸剤がＲＥＭの場合には、ＲＥＭ脱酸時間を示している。

[0104] ＲＥＭ脱酸を実施した場合、ＲＥＭ添加後の還流時間（脱酸時間）は表３のとおりであった。以上の工程により試験番号１～４７の溶鋼を製造した。

[0105] 製造された溶鋼を用いて、連続鋳造法により、３００ｍｍ×３００ｍｍの横断面を有するブルーム（鋳片）を製造した。このとき、電磁攪拌により、鋳型内の溶鋼を攪拌した。攪拌時の鋳型内の溶鋼の水平方向の旋回流速（ｍ／分）は表３に示すとおりであった。製造された各試験番号のブルームの一つを利用して、上述の方法により、各試験番号のブルームの冷却速度ＲＣ（

℃／ｍ）を求めた。求めた冷却速度ＲＣを表３に示す。

[0106] ブルームを１２００～１２５０℃に加熱した。加熱後のブルームに対して分塊圧延を実施して、１６０ｍｍ×１６０ｍｍの横断面積を有するビレットを製造した。ビレットを１１００℃以上に加熱した。加熱後、１５ｍｍの直径を有する線材（ばね鋼）を製造した。

[0107] ［評価試験］

［超音波疲労試験片の作製］

各試験番号ごとに、図３Ａに示す超音波疲労試験片を次の方法で作製した。図３Ａ中の数値は、各位置での寸法（単位はｍｍ）を示す。「φ３」は直径が３ｍｍであることを示す。

[0108] 図３Ｂは、１５ｍｍの直径を有する線材１０の横断面図（線材の軸線に対して垂直な断面）である。図３Ｂ中の破線は、超音波疲労試験片の粗試験片１１（図３に示す形状よりも１ｍｍ太い試験片）の採取位置を示す。粗試験片１１の長手方向は、線材１０の長手方向とした。超音波疲労試験片の荷重負荷部分が、線材の中心偏析を含まないよう、図３Ｂに示す採取位置から粗試験片１１を採取した。

[0109] 各試験番号の線材から採取された粗試験片に対して焼入れ焼戻しを実施して、粗試験片のビッカース硬さ（ＨＶ）を５００～５４０に調整した。各試験番号での焼入れ温度は９００℃であり、保持時間は２０分であった。Ｃ含有量が０．５０％よりも高い試験番号の焼戻し温度は４３０℃であり、保持時間は２０分であった。Ｃ含有量が０．５０％以下の試験番号の焼戻し温度は４１０℃であり、保持時間は２０分であった。

[0110] 以上の熱処理により、粗試験片は、コイリング後のばねとほぼ同じ材質となった。そのため、これらの粗試験片は、ばね性能の評価に供した。

[0111] 熱処理後、粗試験片に対して仕上げ加工を実施して、図３に示す寸法の超音波疲労試験片を、各試験番号ごとに複数作製した。

[0112] ［粗大酸化物系介在物個数ＴＮ及び最大値Ｄｍａｘの測定］

作製された超音波疲労試験片を、中心軸を含む断面を形成するように、軸

方向に沿って切断した。超音波疲労試験片の断面を鏡面研磨した。研磨された断面に対して選択的定電位電解エッチング法（ＳＰＥＥＤ法）を実施した。ＳＰＥＥＤ法を実施後の断面のうち、直径１０ｍｍの部位の任意の５視野を選択した。各視野は、超音波疲労試験片の表面からＲ／２深さ（Ｒは半径、本例では５ｍｍ）を中心に、半径方向に２ｍｍ幅、軸方向に５ｍｍ幅の長方形であった。

[0113] エネルギ分散型Ｘ線マイクロアナライザ（ＥＤＸ）を備えた走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて各視野を観察した。観察は倍率１０００倍で行った。視野中の介在物を特定した。次に、ＥＤＸを用いて、特定された介在物の化学組成を分析し、Ａｌ系酸化物、ＲＥＭ含有複合酸化物、及びＲＥＭ含有複合酸硫化物を特定した。さらに、特定された各介在物の円相当径を、画像解析により求めた。介在物の化学組成の分析結果及び各介在物の円相当径に基づいて、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮ及び酸化物系介在物の最大値Ｄｍａｘを求めた。

[0114] ［超音波疲労試験］

作製された超音波疲労試験片を用いて、超音波疲労試験を実施した。試験装置には、株式会社島津製作所製の超音波疲労試験機ＵＳＦ－２０００を使用した。周波数を２０ｋＨｚとして、試験応力を８５０ＭＰａ～１０００ＭＰａとした。各試験番号ごとに６つの試験片を用いて超音波疲労試験を実施した。10^7以上振動可能な最大荷重を、その試験番号の疲労強度（ＭＰａ）と定義した。

[0115] ［ビッカース硬さ試験］

作製された超音波疲労試験片を用いて、ＪＩＳ　Ｚ２２４４に準拠したビッカース硬さ試験を実施した。試験力は１０ｋｇｆ＝９８．０７Ｎとした。超音波疲労試験片の直径１０ｍｍの部位の任意の３点で硬さを測定し、その平均値を、その試験番号のビッカース硬さ（ＨＶ）と定義した。

[0116] ［シャルピー衝撃試験］

各試験番号の線材から、横断面が１１ｍｍ×１１ｍｍの四角形である粗試

験片を作製した。粗試験片に対して、超音波疲労試験片と同じ条件で焼入れ焼戻しを実施した。その後、仕上げ加工してＪＩＳ４号試験片を作製した。仕上げ加工時に、Ｕノッチを形成した。Ｕノッチの深さは２ｍｍであった。作製された試験片を用いて、ＪＩＳ　Ｚ２２４２に準拠したシャルピー衝撃試験を実施した。試験温度は常温（２５℃）であった。

[0117] ［引張試験］

各試験番号の線材から、直径６ｍｍの平坦部を有する丸棒試験片（ＪＩＳ　Ｚ２２０１に規定された１４Ａ号試験片に相当）の形状よりも１ｍｍ太い粗試験片を作製した。粗試験片に対して、超音波疲労試験片と同じ条件で焼入れ焼戻しを実施した。その後、仕上げ加工して丸棒試験片を作製した。ＪＩＳ　Ｚ２２４１に準拠して、常温（２５℃）で引張試験を実施して、破断伸び（％）及び絞り（％）を求めた。

[0118] ［試験結果］

試験結果を表４に示す。

[0119]

[表4]

TABLE4

試験番号	鋳造結果	主な介在物	TN (個/mm^2)	Dmax (μm)	疲労強度 (MPa)	硬さ (HV)	シャルピー ($\times 10^4 J/m^2$)	伸び (%)	絞り (%)
1	S	REM-Al-O-S	0.052	33	957	532	58.5	10.1	57.7
2	S	REM-Al-O-S	0.032	40	954	517	56.8	10.7	59.4
3	S	REM-Al-O-S	0.031	38	971	531	62.9	10.2	53.8
4	S	REM-Al-O-S	0.087	34	978	518	49.5	11.2	54.6
5	S	REM-Al-O-S	0.037	32	958	538	63.7	11.5	55.2
6	S	REM-Al-O-S	0.075	26	955	523	74.2	11.0	56.1
7	S	REM-Al-O-S	0.063	32	958	534	64.0	10.8	60.4
8	S	REM-Al-O-S	0.076	36	978	537	71.6	12.0	56.3
9	S	REM-Al-O-S	0.021	27	974	516	69.4	10.7	55.4
10	S	REM-Al-O-S	0.083	39	961	514	66.6	12.8	61.0
11	S	REM-Al-O-S	0.030	31	951	515	60.2	11.3	53.3
12	S	REM-Al-O-S	0.065	31	961	527	60.9	11.6	53.5
13	S	REM-Al-O-S	0.065	30	975	519	60.8	10.8	53.8
14	S	REM-Al-O-S	0.074	32	956	517	59.8	11.3	52.1
15	S	REM-Al-O-S	0.049	26	968	535	58.6	10.2	59.7
16	S	REM-Al-O-S	0.044	26	970	525	50.2	12.0	59.6
17	S	REM-Al-O-S	0.086	35	964	535	50.9	10.7	53.2
18	S	REM-Al-O-S	0.037	30	972	522	58.6	10.8	53.6
19	S	REM-Al-O-S	0.070	32	955	533	55.6	11.1	53.2
20	S	REM-Al-O-S	0.087	39	952	511	58.3	11.3	52.3
21	S	REM-Al-O-S	0.070	26	970	539	62.1	10.7	58.1
22	S	REM-Al-O-S	0.038	31	957	527	56.5	10.5	53.4
23	S	REM-Al-O-S	0.040	31	952	512	50.8	11.5	53.2
24	S	REM-Al-O-S	0.073	39	973	532	60.5	10.9	59.3
25	S	REM-Al-O-S	0.053	27	978	522	55.1	9.8	55.4
26	S	REM-Al-O-S	0.068	26	974	535	49.5	10.3	54.1
27	S	REM-Al-O-S	0.027	28	963	539	53.4	11.2	55.0
28	S	REM-Al-O-S	0.045	32	977	529	63.6	10.9	56.9
29	S	REM-Al-O-S	0.038	33	952	526	53.7	11.8	53.8
30	S	REM-Al-O-S	0.081	35	979	534	63.3	9.7	53.3
31	S	REM-Al-O-S	0.022	39	971	529	50.7	10.4	58.1
32	S	REM-Al-O-S	0.041	36	976	510	54.1	11.1	54.6
33	S	Al-O	0.255	45	895	540	38.6	7.8	44.3
34	S	Al-O、REM-Al-O-S	0.32	46	891	514	60.1	11.4	54.6
35	S	Al-O、REM-Al-O-S	0.11	47	896	535	62.5	11.5	55.7
36	S	Al-O	0.25	19	920	511	49.1	10.7	57.3
37	F	–	–	–	–	–	–	–	–
38	S	REM-Al-O-S	0.356	36	916	539	58.5	10.7	53.1
39	S	Al-O	0.400	33	892	519	48.3	8.9	48.2
40	S	REM-Al-O-S	0.044	30	902	539	62.4	10.5	55.6
41	S	Al-O、REM-Al-O-S	0.250	37	906	514	60.5	11.9	59.3
42	S	REM-Al-O-S	0.452	48	910	532	58.7	10.1	53.4
43	S	Al-O,REM-Al-O-S	0.489	52	891	520	55.1	10.3	59.9
44	S	Al-O	0.221	49	871	529	56.5	10.0	58.7
45	S	Al-O、MnS	0.322	54	911	523	40.5	8.2	45.7
46	S	Al-O	0.312	44	909	532	55.4	10.6	54.6
47	S	REM-Al-O-S	0.083	30	959	524	39.8	9.2	48.5

[0120] 表４中の「鋳造結果」欄の「Ｓ」は、ノズルが詰まることなく鋳造が完了したことを意味する。「Ｆ」は、鋳造途中でノズルが詰まったことを意味す

る。「主な介在物」欄には、ＳＥＭ観察における５つの視野で面積率が５％以上であった酸化物系介在物が記載されている。「ＲＥＭ－ＡＩ－Ｏ－Ｓ」は、複合酸硫化物を意味する。「ＡＩ－Ｏ」はＡＩ系酸化物を意味する。「ＭｎＳ」はＭｎＳを意味する。なお、試験番号１～３２、３４～５４では、面積率は５％未満であるが、鋼中に複合酸化物も存在した。

[0121] 表４を参照して、試験番号１～３２の化学組成は適切であった。さらに、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮはいずれも０．２個／ｍｍ^{2}以下であり、酸化物系介在物の最大の円相当径の最大値Ｄｍａｘは４０μｍ以下であった。そのため、試験番号１～３２の疲労強度はいずれも、９５０ＭＰａ以上と高かった。

[0122] さらに、試験番号５～１０化学組成はＢを含有した。そのため、試験番号１～４、１１～３２と比較して、シャルピー衝撃値が高く、優れた靭性を示した。

[0123] 一方、試験番号３３の化学組成はＲＥＭを含有しなかった。そのため、複合酸化物及び複合酸硫化物が生成せず、粗大酸化物系介在物の個数ＴＮが０．２個／ｍｍ^{2}を超え、さらに、酸化物系介在物の最大値Ｄｍａｘも４０μｍを超えた。そのため、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。試験番号３３の化学組成はさらに、Ｔｉを含有しなかった。そのため、シャルピー衝撃値が４０×１０^{4}Ｊ／ｍ^{2}未満であり、靭性が低かった。さらに、破断伸びが９．５％未満であり、絞りが５０％未満であった。

[0124] 試験番号３４のＯ含有量は高すぎた。そのため、個数ＴＮが高すぎ、最大値Ｄｍａｘも大きすぎた。そのため、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0125] 試験番号３５の化学組成は適切であった。しかしながら、ＲＥＭ脱酸における還流時間が短すぎた。そのため、最大値Ｄｍａｘが４０μｍを超えた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0126] 試験番号３６の化学組成は適切であった。しかしながら、鋳型内での電磁攪拌が不足し、鋳型内の流速が０．１ｍ／分未満であった。そのため、個数

ＴＮが高すぎた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0127] 試験番号３７のＲＥＭ含有量は過剰に高すぎた。そのため、連続鋳造中にノズルが詰まり、鋳片を製造することができなかった。

[0128] 試験番号３８のＲＥＭ含有量は高すぎた。そのため、鋼中の粗大な酸化物系介在物が増加し、個数ＴＮが高すぎた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0129] 試験番号３９のＲＥＭ含有量は低すぎた。そのため、複合酸化物及び複合酸硫化物が生成せず、ＡｌＩ系酸化物が粗大化し、個数ＴＮが高すぎた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。さらに、ＲＥＭ含有量が低すぎたため、破断伸びが９．５％未満と低く、絞りも５０％未満と低かった。ＲＥＭ含有量が低すぎたため、粒界にＴｉＳが生成して延性が低下したと考えられる。

[0130] 試験番号４０及び４１のＴｉ含有量は高すぎた。そのため、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。粗大なＴｉＮが形成され、疲労強度が低下したと考えられる。

[0131] 試験番号４２の化学組成は適切であったものの、連続鋳造時の冷却速度ＲＣが速すぎた。そのため、個数ＴＮが高すぎ、最大値Ｄｍａｘも大きすぎた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0132] 試験番号４３の化学組成は適切であったものの、冷却速度ＲＣが遅すぎた。そのため、個数ＴＮが高すぎ、最大値Ｄｍａｘも大きすぎた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0133] 試験番号４４～４６の化学組成はいずれもＲＥＭを含有しなかった。そのため、個数ＴＮが高すぎ、最大値Ｄｍａｘも大きすぎた。その結果、疲労強度が９５０ＭＰａ未満と低かった。

[0134] 試験番号４５の化学組成ではさらに、Ｔｉ含有量が低すぎた。そのため、シャルピー衝撃値が４０×10^4Ｊ／m^2程度であり、靭性が低かった。さらに、破断伸びが９．５％未満であり、絞りが５０％未満であった。

[0135] 試験番号４６の化学組成のＴｉ含有量は低すぎた。そのため、シャルピー

衝撃値が４０×１０^{4}Ｊ／ｍ^{2}未満であり、靭性が低かった。さらに、破断伸びが９．５％未満であり、絞りが５０％未満であった。

[0136] 以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

請求の範囲

[請求項1] ばね鋼であって、

質量％で、

Ｃ：０．４～０．７％、

Ｓｉ：１．１～３．０％、

Ｍｎ：０．３～１．５％、

Ｐ：０．０３％以下、

Ｓ：０．０５％以下、

Ａｌ：０．０１～０．０５％、

希土類元素：０．０００１～０．００２％、

Ｎ：０．０１５％以下、

Ｏ：０．００３０％以下、

Ｔｉ：０．０２～０．１％

Ｃａ：０～０．００３０％、

Ｃｒ：０～２．０％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｗ：０～１．０％、

Ｖ：０～０．７０％、

Ｎｂ：０～０．０５０％未満、

Ｎｉ：０～３．５％、

Ｃｕ：０～０．５％、及び、

Ｂ：０～０．００５０％を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなる化学組成を有し、

前記ばね鋼中において、

Ａｌ系酸化物、

ＲＥＭ、Ｏ及びＡｌを含有する複合酸化物、及び、

ＲＥＭ、Ｏ、Ｓ及びＡｌを含有する複合酸硫化物のいずれかの酸化物系介在物であって、円相当径が５μｍ以上である酸化物系介在物の

個数が０．２個／ｍｍ^{2}以下であり、

前記酸化物系介在物の円相当径の最大値が４０μｍ以下である、ばね鋼。

[請求項2] 請求項１に記載のばね鋼であって、

前記化学組成は、

Ｃａ：０．０００１～０．００３０％を含有する、ばね鋼。

[請求項3] 請求項１又は請求項２に記載のばね鋼であって、

前記化学組成は、

Ｃｒ：０．０５～２．０％、

Ｍｏ：０．０５～１．０％、

Ｗ：０．０５～１．０％、

Ｖ：０．０５～０．７０％、

Ｎｂ：０．００２～０．０５０％未満、

Ｎｉ：０．１～３．５％、

Ｃｕ：０．１～０．５％、及び、

Ｂ：０．０００３～０．００５０％からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する、ばね鋼。

[請求項4] 請求項１～請求項３のいずれか１項に記載の化学組成を有する溶鋼を精錬する工程と、

精錬された前記溶鋼から、連続鋳造法により鋳片を製造する工程と、

前記鋳片を熱間加工する工程とを備え、

前記溶鋼を精錬する工程は、

前記溶鋼に対して取鍋精錬を実施する工程と、

取鍋精錬後、ＡＩを用いて前記溶鋼を脱酸する工程と、

ＡＩを用いた脱酸後、ＲＥＭを用いて前記溶鋼を５分以上脱酸する工程とを含み、

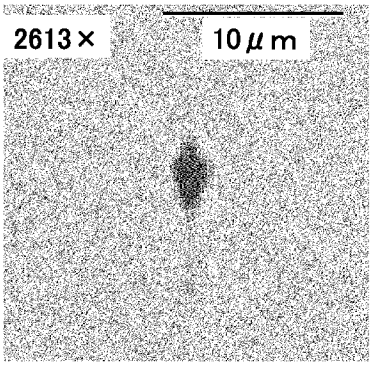
前記鋳片を製造する工程は、

鋳型内で前記溶鋼を攪拌して水平方向に０．１ｍ／分以上の流速で旋回させる工程と、

１～１００℃／分の冷却速度で鋳込み中の前記鋳片を冷却する、ばね鋼の製造方法。

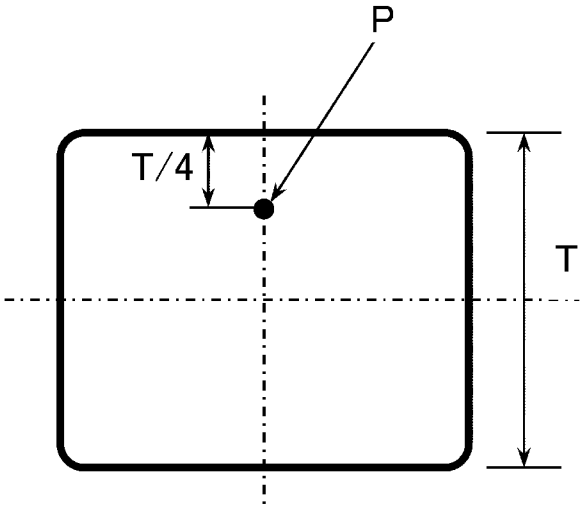
[図1]

FIG. 1



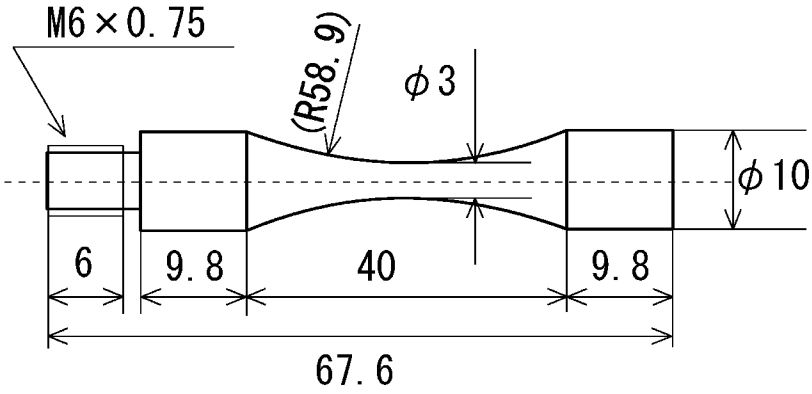
[図2]

FIG. 2



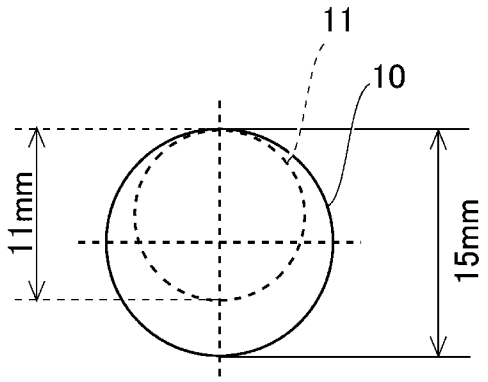
[図3A]

FIG. 3A



[図3B]

FIG. 3B



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/002202

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *B22D11/115*(2006.01)i, *B22D11/124*(2006.01)i, *C21C7/04*(2006.01)i, *C21C7/06*(2006.01)i, *C21C7/10*(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)
C22C38/00-38/60, C21C7/04

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 1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2015 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2015

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2013-255925 A (Kobe Steel, Ltd., Shinko Metal Products Kabushiki Kaisha), 26 December 2013 (26.12.2013), claims 1 to 8; paragraphs [0058] to [0074]; table 1, steel type No.A3 (Family: none)	1-4
A	JP 2011-184705 A (Kobe Steel, Ltd., Shinko Metal Products Kabushiki Kaisha), 22 September 2011 (22.09.2011), claims 1 to 3; paragraphs [0058] to [0067]; table 1, steel type No.A7 (Family: none)	1-4

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

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
08 July 2015 (08.07.15)	21 July 2015 (21.07.15)
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/JP2015/002202

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 2005-2422 A (Nippon Steel Corp.), 06 January 2005 (06.01.2005), claims 1 to 7 (Family: none)	1-4
A	JP 2010-236030 A (Nippon Steel Corp.), 21 October 2010 (21.10.2010), claims 1 to 3 (Family: none)	1-4
A	WO 2008/146533 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 04 December 2008 (04.12.2008), claims 1 to 7 & US 2010/0086432 A1 & EP 2163657 A1 & CN 101675176 A & BR PI0809215 A2 & KR 10-2009-0130416 A	1-4
P,A	WO 2014/174587 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 30 October 2014 (30.10.2014), claims 1 to 4 (Family: none)	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１５／００２２０２

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, B22D11/115(2006.01)i, B22D11/124(2006.01)i, C21C7/04(2006.01)i, C21C7/06(2006.01)i, C21C7/10(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（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00-38/60, C21C7/04

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	１９７１－２０１５年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１５年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１５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）

DWPI (Thomson Innovation)

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 2013-255925 A（株式会社神戸製鋼所、神鋼メタルプロダクツ株式会社）2013.12.26,【請求項１】－【請求項８】、【００５８】－【００７４】、【表１】の鋼種Ｎｏ．Ａ３（ファミリーなし）	1-4
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,【請求項１】－【請求項３】、【００５８】－【００６７】、【表１】の鋼種Ｎｏ．Ａ７（ファミリーなし）	1-4

☑　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	国際調査報告の発送日
０８．０７．２０１５	２１．０７．２０１５

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　４Ｋ　５２７６
静野　朋季

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 2005-2422 A（新日本製鐵株式会社）2005.01.06,【請求項１】－【請求項７】（ファミリーなし）	1-4
Ａ	JP 2010-236030 A（新日本製鐵株式会社）2010.10.21,【請求項１】－【請求項３】（ファミリーなし）	1-4
Ａ	WO 2008/146533 A1（株式会社神戸製鋼所）2008.12.04, 請求の範囲［１］－［７］ & US 2010/0086432 A1 & EP 2163657 A1 & CN 101675176 A & BR PI0809215 A2 & KR 10-2009-0130416 A	1-4
Ｐ，Ａ	WO 2014/174587 A1（新日鐵住金株式会社）2014.10.30,［請求項１］－［請求項４］（ファミリーなし）	1-4