

(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



(10) 国際公開番号

WO 2014/174587 A 1

(43) 国際公開日

2014年10月30日(30.10.2014)

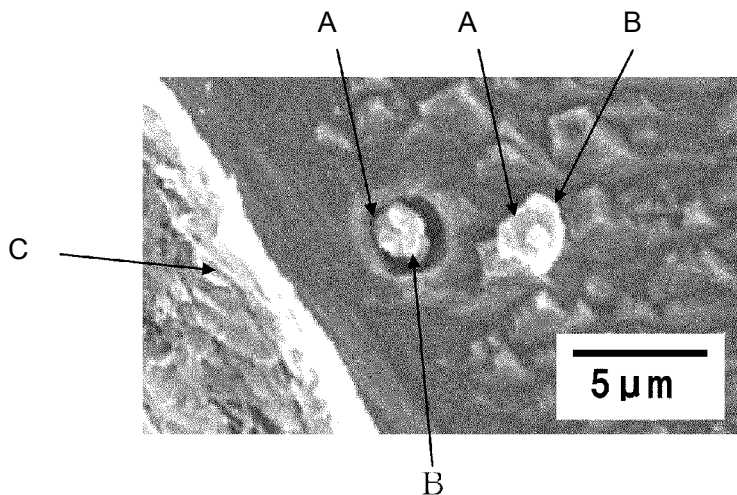
W I P O | P C T

- (51) 国際特許分類 :
C22C 38/00 (2006.01) C21C 7/06 (2006.01)
B22D 11/11 (2006.01) C21D 8/06 (2006.01)
C21C 7/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21C 7/04 (2006.01)
- (21) 国際出願番号 : PCT/JP20 13/06 1877
- (22) 国際出願日 : 2013年4月23日(23.04.2013)
- (25) 国際出願の言語 : 日本語
- (26) 国際公開の言語 : 日本語
- (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 : 宮崎 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 Tokyo (JP). 山村 英明 (YAMAMURA Hideaki); 〒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 Tokyo (JP). 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 Tokyo (JP). 藤田 崇史 (FUJITA Takashi); 〒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 Tokyo (JP).
- (74) 代理人 : 志賀 正武, 外 (SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 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, JP, 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), ユーロシヤ (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,

[続葉有]

(54) Title: SPRING STEEL HAVING EXCELLENT FATIGUE CHARACTERISTICS AND PROCESS FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称 : 耐疲労特性に優れたばね鋼及びその製造方法



(57) Abstract: This spring steel has a prescribed chemical composition, and contains, per square millimeter, 0.004 to 10 composite inclusions that are each an inclusion which contains REM, O and Al and to which TiN adheres and that have maximum diameters of 2 μm or more. The composite inclusions have maximum diameters of 40 μm or less, while the total number density of alumina clusters having maximum diameters of 10 μm or more, MnS particles having maximum lengths of 10 μm or more and TiN particles having maximum diameters of 1 μm or more is 10/mm² or less.

(57) 要約 : このばね鋼は、所定の化学組成を有し、REM、O、及び、Alを含む介在物にTiNが付着した、最大径2 μm以上の複合介在物を、0.004個/mm²~10個/mm²含有し、前記複合介在物の最大径が40 μm以下、最大径10 μm以上のアルミナクラスター、最大長10 μm以上のMnS、及び、最大径1 μm以上のTiNの合計の個数密度が10個/mm²以下である。



A1

2014/17

NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI 添付公開書類：
(B, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, - 国際調査報告 条約第21条(3))
NE, SN, TD, TC).

明 細 書

発明の名称 : 耐疲労特性に優れたばね鋼及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車の懸架装置などに使用されるばね用鋼とその製造方法とに関する。

本発明は特に、REM介在物の生成を制御して、アルミナ、TiN、MnS等の有害な介在物の悪影響を解消し、優れた耐疲労特性を有するばね鋼とその製造方法に関する。

背景技術

[0002] ばね鋼は、自動車の懸架装置の懸架ばね等に使用されるもので、高い疲労強度が要求される。

特に近年、排ガス低減や燃費改善を目的として、自動車の軽量化や高出力化の要望が高まり、エンジンやサスペンション等に用いられる懸架ばねは、高応力設計が志向されている。

[0003] そのため、ばね鋼は、高強度化及び細径化していく方向にあり、負荷応力は益々増大することが予想されている。

このため、疲労強度がより高く、耐へたり性に一段と優れた高性能のばね鋼が求められている。

[0004] ばね鋼の耐疲労特性や耐へたり性を損ねる原因のひとつに、鋼材中に存在する、アルミナやTiNなどの硬質の非金属介在物、及び、MnSなどの粗大な介在物（以下、これらを介在物と呼称する）がある。

これらの介在物は応力の集中起点となり易い。

[0005] また、懸架ばねの表面塗装が剥離して露出した素材表面が腐食し、付着した水分から水素が鋼中に侵入して疲労強度が低下する場合がある。

この場合、介在物が水素のトラップサイトとなって水素が鋼中に集積し易くなる。

このため、介在物自身と水素の影響が重畳して、疲労強度を低下させる原

因となる。

[0006] こうした観点から、ばね鋼の耐疲労特性や耐へたり性を改善するため、鋼材中に存在するアルミナ、MnS、及び、TiNを極力低減することが必要である。

[0007] アルミナ介在物は、転炉や真空処理容器で精錬された溶鋼中に多量の溶存酸素が含まれるために、この過剰酸素が酸素と親和力の強いAlにより脱酸されて生成する。

また、取鋼などは、アルミナ系耐火物で構築される場合が多い。

従って、Al脱酸でなく、SiやMnで脱酸した場合においても、溶鋼と耐火物との反応により、耐火物であるアルミナが解離し、溶鋼中にAlとして溶出する。

そして、この溶出したAlが再酸化されて溶鋼中にアルミナが生成する。

[0008] 溶鋼中のアルミナ介在物は、凝集・合体してクラスター化し易い。

このクラスター化したアルミナ介在物は、製品に残留して疲労強度に重大な悪影響を及ぼす。

[0009] そこで、アルミナ介在物の低減・除去のために、RH真空脱ガス装置や粉体吹き込み装置などの二次精錬装置の適用による脱酸生成物の低減を中心として、

(1) 断気、スラグ改質などによる再酸化防止、

(2) スラグカットによる混入酸化物系介在物の低減

などの組合せにより介在物を低減し、高纯净化を図ってきた。

[0010] 一方、アルミナ系介在物を改質し微細化、無害化する技術としては、特許文献1に開示されるように、溶鋼中にMg合金を添加することにより、アルミナを、スピネル ($MgO \cdot Al_2O_3$) 又はMgOに改質する方法が知られている。

この方法によれば、アルミナの凝集による粗大化を防止し、鋼材品質に対するアルミナの悪影響を回避することができる。

[0011] ただし、この方法では、酸化物系介在物における結晶相の存在により熱間

圧延時の軟質化や伸線加工時の介在物の破砕性が十分でない。

このため、介在物の小型化は不十分となる。

[001 2] これに対し、特許文献2では、鋼線材の長手方向縦断面における厚み2 μ m以上の SiO_2 - Al_2O_3 - CaO 系酸化物の平均組成を、 SiO_2 :30~60%、 Al_2O_3 :1~30%、 CaO :10~50%とし、複合系酸化物の融点を、1400℃以下、好ましくは1350℃以下に制御した上で、さらに、これらの酸化物に、 B_2O_3 :0.1~10%を含有させて、酸化物系介在物を微細に分散させ、伸線加工性や疲労強度を顕著に向上させることが提案されている。

[001 3] しかし、このような B_2O_3 の添加は、 CaO - Al_2O_3 - SiO_2 や CaO - Al_2O_3 - SiO_2 - MgO 系複合酸化物の結晶化の抑制には有効であるが、ばね鋼の疲労蓄積源となり破壊起点となるアルミナクラスターや TiN 、 MnS の抑制又は無害化には有用であるとはいえない。

[0014] また、酸可溶Alで0.005質量%以上を含有するAlキルド鋼を製造するにあたり、溶鋼中に、Ca、Mg及びREMの2種以上とAlとからなる合金を投入し、生成する介在物中の Al_2O_3 を30~85質量%に調整するクラスターのないAlキルド鋼の製造方法が知られている。

[001 5] 例えば、特許文献3に開示されるように、REMを添加する場合、アルミナクラスター生成防止のため、REM、Mg、Caから選択された2種以上を添加することにより、低融点の複合介在物とする。

この技術は、スリバー疵防止には有効かもしれないが、介在物を、ばね鋼で要求されるレベルのサイズまで低減することはできない。

これは、低融点介在物にすると、これら介在物が凝集・合体して、より粗大化してしまうからである。

[001 6] REMの0.010質量%を超える添加は介在物を増加させ、かえって、疲労寿命を低下させるので、例えば、特許文献4に開示されるように、REM添加量を0.010質量%以下にする必要があることも知られている。

しかし、特許文献4には、そのメカニズムや介在物の組成及び存在状態に

については開示されていない。

[001 7] また、M n S などの硫化物は、圧延などの加工により延伸し、疲労蓄積源となつて破壊起点となり、耐疲労特性を劣化させる。

よつて、耐疲労特性を改善するため、延伸する硫化物を抑制する必要がある。

硫化物の生成を防止する方法として、C a を添加して脱硫する方法が知られている。

しかし、C a の添加により形成されるA l _ C a _ O は延伸し易く、疲労蓄積源や破壊起点となり易いという問題がある。

[001 8] また、T i N は、非常に硬質でかつ尖った形状で析出するため、疲労蓄積源となつて破壊起点となり、耐疲労特性に対して影響が大きい。

[001 9] 例えば、特許文献5に開示されるように、T i が0.001質量%を超えると耐疲労特性が悪化する。

その対策として、T i を0.001質量%以下に調整することが重要であるが、T i は、S i 合金に含まれており、不純物として混入を避けられない。

また、N を溶鋼段階で混入させないことも必要となるが、製鋼コストが高くなつてしまい現実的ではない。

先行技術文献

特許文献

- [0020] 特許文献1：日本国特開平05—311225号公報
特許文献2：日本国特開2009—263704号公報
特許文献3：日本国特開平09—263820号公報
特許文献4：日本国特開平11-279695号公報
特許文献5：日本国特開2004—277777号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0021] 本発明の目的は、ばね鋼の耐疲労特性を損ねるアルミナ、TiN、及び、MnSを無害化して、耐疲労特性に優れたばね鋼とその製造方法を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0022] 本発明の要旨は、次の通りである。

[0023] (1) 本発明の第一の態様は、化学組成が、質量%で、C : 0.4% ~ 0.9%未満、Si : 1.0% ~ 3.0%、Mn : 0.1% ~ 2.0%、Al : 0.01% ~ 0.05%、REM : 0.0001% ~ 0.005%、Ti : 0.0001% ~ 0.003%、Ti : 0.005%未満、N : 0.015%以下、P : 0.03%以下、S : 0.03%以下、Cr : 0% ~ 2.0%、Cu : 0% ~ 0.5%、Ni : 0% ~ 3.5%、Mo : 0% ~ 1.0%、W : 0% ~ 1.0%、B : 0% ~ 0.005%、V : 0% ~ 0.1%、Nb : 0% ~ 0.05%、Ca : 0% ~ 0.0020%、残部 : 鉄及び不純物であり、REM、Ti、及び、Alを含む介在物にTiNが付着した、最大径2 μ m以上の複合介在物を、0.004個/mm² ~ 10個/mm²含有し、前記複合介在物の最大径が40 μ m以下であり、最大径10 μ m以上のアルミナクラスター、最大長10 μ m以上のMnS、及び、最大径1 μ m以上のTiNの合計の個数密度が10個/mm²以下のばね鋼である。

(2) 上記(1)に記載のばね鋼は、Cr : 0.05%以上、2.0%以下、Cu : 0.1%以上、0.5%以下、Ni : 0.1%以上、3.5%以下、Mo : 0.05%以上、1.0%以下、W : 0.05%以上、1.0%以下、B : 0.0005%以上、0.005%以下、V : 0.05%以上、0.7%以下、Nb : 0.005%以上、0.05%以下、及びCa : 0.0001%以上、0.0020%以下からなる群から選択された1種以上の元素を含有してもよい。

(3) 本発明の第二の態様は、上記(1)に記載の化学組成の溶鋼を、真空脱ガスを含む取鍋精錬で製造する際、まず、Alを用いて脱酸を行い、次いで、REMを用いて、5分以上脱酸する工程と、前記溶鋼を鋳型内で鋳造す

る際、前記錶型内で、前記溶鋼を、水平方向に0.1 m/分以上で回転させる工程と、前記錶造で得た錶片を、均熱化処理で、1250～1200℃の温度域で60秒以上保持し、その後、分塊圧延する工程と、を備える上記（1）に記載のばね鋼の製造方法である。

（4）本発明の第三の態様は、上記（1）に記載のばね鋼から成るばねである。

発明の効果

[0024] 上記態様によれば、ばね鋼において、アルミナをREM—Al₂O₃介在物に改質して粗大化を防止でき、かつ、SをREM—Al₂O₃—S介在物として固定化して粗大MnSを抑制し、さらに、REM—Al₂O₃介在物又はREM—Al₂O₃—Sの介在物にTiNを複合させることにより有害な単独のTiNの個数密度を減らすことができるので、耐疲労特性に優れたばね鋼を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0025] [図1]本発明のばね鋼中に観察された、REM—Al₂O₃介在物にTiNが複合析出した複合介在物の例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0026] 本発明者らは、従来技術の問題点を解決するために、鋭意実験、検討を重ねた。

その結果、ばね鋼における有害介在物の抑制と形態を制御するため、REMの含有量を調整するとともに、脱酸プロセス及びばね鋼製造プロセスを制御することにより、アルミナをREM、O、及びAlを含む酸化物（以下「REM—Al₂O₃」ということがある。）へと改質して酸化物の粗大化を防止でき、かつ、SをREM、O、S、及び、Alを含む酸硫化合物（以下「REM—Al₂O₃—S」ということがある。）として固定化して粗大MnSを抑制し、さらに、REM—Al₂O₃の介在物又はREM—Al₂O₃—Sの介在物にTiNを複合させることにより有害なTiNの個数密度を減らすことができることを見出した。

[0027] 以下に、上述の知見に基づきなされた本発明の実施形態に係る耐疲労特性に優れたばね鋼とその製造方法とを詳細に説明する。

[0028] まず、本実施形態に係るばね鋼の成分組成とその限定理由について説明する。

なお、下記の元素の含有量に関する%は質量%を意味する。

[0029] C : 0.4%以上、0.9%未満

Cは、強度を確保するのに有効な元素である。

しかし、C含有量が0.4%未満の場合、最終ばね製品に高い強度を付与することが困難である。

一方、C含有量が0.9%以上となると、熱間圧延後の冷却過程で初析セメントライトが過剰に生成して、加工性が著しく劣化する。

[0030] したがって、C含有量は、0.4%以上、0.9%未満とする。

C含有量は、好ましくは0.45%以上、より好ましくは0.5%以上である。

また、C含有量は、好ましくは、0.7%以下、より好ましくは0.6%以下である。

[0031] Si : 1.0%以上、3.0%以下

Siは、焼入れ性を高めて疲労寿命を向上させるのに有効な元素であり、1.0%以上含有させる必要がある。

一方、Si含有量が3.0%を超えると、パーライト中のフェライト相の延性が低下する。

[0032] Siには、ばねにおいて重要な耐へたり特性を高める作用もあるが、Si含有量が3.0%を超えると、その効果は飽和してコストが高み、また、脱炭を助長する。

したがって、Si含有量は、1.0%以上、3.0%以下とする。

Si含有量は、好ましくは、1.2%以上、より好ましくは1.3%以上である。

また、Si含有量は、好ましくは2.0%以下、より好ましくは1.9%

以下である。

[0033] Mn : 0.1%以上、2.0%以下

Mnは、脱酸及び強度確保のために有効な元素であり、0.1%未満の含有量では、その効果が発現しない。

一方、Mn含有量が2.0%を超えると、偏析が生じ易くなり、偏析部にミクロマルテンサイトが生成して、加工性及び耐疲労特性が劣化する。

したがって、Mn含有量は、0.1%以上、2.0%以下とする。

Mn含有量は、好ましくは、0.2%以上、より好ましくは0.3%以上である。

また、Mn含有量は、好ましくは1.5%以下、より好ましくは1.4%以下である。

[0034] REM : 0.0001%以上、0.005%以下

REMは、強力な脱硫、脱酸元素であり、本実施形態に係るばね鋼において、極めて重要な役割を果たす。

ここで、REMとは、原子番号が57のランタンから71のルテシウムまでの15元素に、原子番号21のスカンジウムと原子番号39のイツトリウムを加えた合計17元素の総称である。

[0035] REMは、まず、鋼中のアルミナと反応し、アルミナ中のOを奪い、REM-AI-O介在物が生成する。次いで、鋼中のSを吸収して、REM-AI-O-S介在物が生成する。

[0036] 本実施形態に係るばね鋼におけるREMの機能は以下の通りである。

アルミナをREM、O、及びAIを含むREM-AI-Oへと改質して酸化物の粗大化を防止する。

As REM、O、及び、Sを含むREM-AI-O-Sの形成により、Sを固定化して粗大MnSの生成を抑制する。

また、REM-AI-O又はREM-AI-O-Sを核生成サイトとしてTiNが複合析出して、REM-AI-O-(TiN)又はREM-AI-O-S-(TiN)を主たる構造とする略球状の複合介在物が形成され、硬

質で尖がった角型形状の単独のTiNの析出量を低減する。

[0037] ここで、(TiN)は、REM—Al—O又はREM—Al—O—Sの表面にTiNが付着して複合化されていることを表す。

[0038] このREM—Al—O—(TiN)又はREM—Al—O—S—(TiN)を主たる構造とする複合介在物は、TiNの単独析出物と異なり、例えば、図1に示すように略球状化していて、複合介在物の周囲で応力集中し難い。

また、REM—Al—O—(TiN)又はREM—Al—O—S—(TiN)複合介在物は、大きさが直径で1~5 μ mであり、延伸粗大化やクラスタ化はしていない。

このため、破壊起点とならないので、無害介在物である。

[0039] ここで、略球状とは、例えば、図1に示すように、介在物表面の最大凹凸が0.5 μ m以下であり、かつ、介在物の長径を短径で割った値が3以下であることを意味する。

なお、TiNが複合析出する理由は、REM—Al—O又はREM—Al—O—Sの結晶格子構造とTiNとの結晶格子構造に類似する点が多いためと推察される。

[0040] 本実施形態に係るばね鋼のREM—Al—O又はREM—Al—O—Sに、Tiは酸化物として含まれない。

これは、本実施形態に係るばね鋼のTi₀（全酸素量）が低く、Ti酸化物の生成が極めて少ないためであると考えられる。

また、介在物にTiが酸化物として含まれないので、REM—Al—O又はREM—Al—O—Sの結晶格子構造とTiNの結晶格子構造が類似した関係になったと考えられる。

[0041] さらに、REMは、アルミナをREM—Al—Oに改質して凝集体を抑制することにより、粗大なアルミナクラスタを防止する機能を有する。

[0042] 以上の効果を発現させるためには、鋼に一定量以上のREMを含有させて、アルミナをREM—Al—Oに改質する必要がある。

また、S量に応じて、一定量以上のREMを鋼に含有させて、REM—Al—O—S介在物を形成して、Sを固定する必要がある。

[0043] これらの観点から検討した結果、REMが0.0001%未満では不十分であることを実験的に知見した。

従って、REM含有量は0.0001%以上、好ましくは0.0002%以上、より好ましくは0.001%以上、更に好ましくは0.002%以上とする。

一方、REM含有量が0.005%を超えると、不安定な付着物が耐火物から脱落することによつて粗大な介在物が製品に混入しやすくなり、製品の疲労強度が低下する。

従って、REM含有量は、0.005%以下、好ましくは0.004%以下、より好ましくは0.003%以下とする。

[0044] Al : 0.01%以上、0.05%以下

Alは、トータル酸素を低減する脱酸元素として、また、鋼の結晶粒を調整する元素として、0.01%以上、好ましくは0.02%以上必要である。

しかし、0.05%を超えると、結晶粒調整効果が飽和するだけでなく、アルミナが多数残存するので好ましくない。

[0045] T₀ (全酸素量) : 0.003%以下

T₀は、脱酸により鋼から除去される不純物元素であるが、残存することは避けられない。T₀は、REM—Al—O—(TiN)又はREM—Al—O—S—(TiN)を主たる構造とする複合介在物を生成させる。

ただし、T₀が多くなり、特に0.003%を超えると、アルミナなどの酸化物が多数発生し、疲労寿命が低下する。

[0046] 本実施形態に係るばね鋼において、Ti、N、P、及び、Sは不純物であり、以下のように制限される。

[0047] Ti : 0.005%未満

Tiは、Si合金などから混入する不純物であり、TiNなどの角型形状

の粗大介在物を形成する。

この粗大介在物は、破壊起点になり易く、また、水素のトラッピングサイトになり易いため、耐疲労特性を劣化させる。

それ故、上記角型形状の粗大介在物の生成を抑制することが非常に重要である。

[0048] 本実施形態に係るばね鋼においては、REM—A I _ 0 又はREM—A I _ 0 _ S にT i Nを複合化させ、有害な単独のT i Nを生成し難くすることができる。

実験的に検討した結果、単独T i Nの生成を防止するため、T i含有量は0.005%未満に制限する。

T i含有量は、好ましくは0.003%以下である。

T i含有量の下限は0%を含むが、工業的に安定して低減することは難しく、0.0005%が工業的下限である。

[0049] N :0.015%以下

Nは、不純物であり、窒化物を形成して耐疲労特性を劣化させ、また、歪時効によって延性及び靱性に悪影響を及ぼす。

N含有量は、0.015%を超えると、弊害が顕著となるので、0.015%以下、好ましくは0.010%以下、さらに好ましくは0.008%以下に制限する。

N含有量の下限は0%を含むが、工業的に安定して低減することは難しく、0.002%が工業的下限である。

[0050] P :0.03%以下

Pは、不純物であり、結晶粒界に偏析して疲労寿命を損ねる元素である。

P含有量が0.03%を超えると、疲労寿命の低下が著しいので、0.03%以下、好ましくは0.02%以下に制限する。

P含有量の下限は0%を含むが、工業的に安定して低減することは難しく、0.001%が工業的下限である。

[0051] S :0.03%以下

s は、不純物であり、硫化物を形成する元素である。

S含有量は、0.03%を超えると、粗大なMnSが生成し、疲労寿命を損ねるので、0.03%以下、好ましくは0.01%以下に制限する。

S含有量の下限は0%を含むが、工業的に安定して低減することは難しく、0.001%が工業的下限である。

[0052] 以上が本実施形態に係るばね鋼の基本的な成分組成であり、残部は、鉄及び不純物のみからなる。

なお、残部は、鉄及び不純物のみからなる」における「不純物」とは、鋼を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境などから混入するものを指す。

ただし、上述の元素に加え、以下の元素を選択的に含有してもよい。

以下、選択元素について説明する。

[0053] 本実施形態に係るばね鋼は、Cr : 2.0%以下、Cu : 0.5%以下、Ni : 3.5%以下、Mo : 1.0%以下、W : 1.0%以下、及び、B : 0.005%以下の1種以上を含有してもよい。

[0054] Cr : 2.0%以下

Crは、強度を向上させ、また、焼入れ性を高めて疲労寿命を向上させるのに有効な元素である。

焼入れ性や焼戻し軟化抵抗を必要とする場合に、C「を0.05%以上含有させるとその効果を安定して発揮させることができる。

特に、優れた焼戻し軟化抵抗を得るためには、O「を0.5%以上、好ましくは0.7%以上含有させる。

[0055] 一方、Crは、含有量が2.0%を超えると鋼材の硬さが上昇して冷間加工性が劣化するので、2.0%以下の含有量とする。

特に、冷間でコイルングする場合、その加工での安定性を高めるには、1.5%以下のCr含有量が好ましい。

[0056] Cu : 0.5%以下

Cuは、焼入れ性に影響するが、それ以上に、耐食性や脱炭抑制に効果の

ある元素である。

Cu含有量が0.1%以上、好ましくは0.2%以上であれば、腐食や脱炭を抑制する効果が発現する。

[0057] しかし、Cuを多量に含有すると熱間延性の低下を招き、鋳造、圧延や鍛造などの製造工程での割れや疵の原因となるので、Cu含有量は0.5%以下、好ましくは、0.3%以下とする。

Cuによる熱間延性の低下は、後述の通り、Niを含有させることで緩和することができ、Cu含有量 \leq Ni含有量とすると、熱間延性の低下を抑制し、良品質を維持することができる。

[0058] Ni : 3.5%以下

Niは、鋼の強度及び焼入れ性の向上に有効な元素である。Ni含有量を0.1%以上とすることで、この効果が発現する。

[0059] Niは、焼入れ後の残留オーステナイト量にも影響し、Ni含有量が3.5%を超えると、残留オーステナイト量が大きくなり、焼入れ後も軟質のまま、ばねとしての性能が不足する場合がある。

このように、Ni含有量が3.5%超になると、製品材質の不安定を招くので、Ni含有量は3.5%以下とする。

[0060] 加えて、Niは高価な元素であり、製造コストの観点から抑制することが好ましい。

残留オーステナイトや焼入れ性の観点から、Ni含有量は2.5%以下がより好ましく、1.0%以下がさらに好ましい。

[0061] Cuを含有した場合、Niは、その弊害を抑制する効果がある。

即ち、Cuは、鋼の熱間延性を低下させる元素であり、しばしば熱間圧延や熱間鍛造において割れや疵の原因になる。

[0062] しかし、Niを含有すると、Cuとの合金相を形成し熱間延性の低下を抑制する。

Cuが混入している場合、Ni含有量は0.1%以上が好ましく、さらに、0.2%以上が好ましい。

また、Cuとの関係においては、Cu含有量 \leq Ni含有量が好ましい。

[0063] Mo : 1.0%以下

Moは、焼入れ性を高める元素であり、また、焼戻し軟化抵抗の向上にも有効な元素である。

特に、焼戻し軟化抵抗を高めるためには、Mo含有量を0.05%以上とする。Moは、鋼中でMo系炭化物を生成する元素でもある。

[0064] Mo系炭化物が析出する温度は、V等の炭化物に比べると低く、比較的低温で焼戻す高強度のばね鋼に対して有効な元素である。

この効果は、0.05%以上のMo含有量で発現する。Mo含有量は、好ましくは、0.1%以上である。

[0065] 一方、Mo含有量が1.0%を超えると、熱間圧延や、加工前の熱処理での冷却時に過冷組織を生じ易くなる。

置き割れや加工時の割れの原因となる過冷組織の生成を抑制するため、Mo含有量は1.0%以下、好ましくは、0.75%以下とする。

[0066] また、ばね製造時の品質のばらつきを抑制し、製造安定性を確保することを重視すると、Mo含有量は0.5%以下が好ましい。

さらに、冷却時の温度ばらつき—変態ひずみを精密に制御して形状精度を安定させるためには、Mo含有量は0.3%以下が好ましい。

[0067] W : 1.0%以下

Wは、Moと同様、焼入れ性及び焼戻し軟化抵抗の向上に有効な元素であり、かつ、鋼中で炭化物として析出する元素である。

特に、高い焼戻し軟化抵抗を得るためには、W含有量を0.05%以上、好ましくは、0.1%以上とする。

[0068] 一方、W含有量が1.0%を超えると、熱間圧延や、加工前の熱処理での冷却時に過冷組織が生じ易くなる。

置き割れや加工時の割れの原因となる過冷組織の生成を抑制するため、W含有量は1.0%以下、好ましくは、0.75%以下とする。

[0069] B : 0.005%以下

Bは、微量の含有量で、鋼材の焼入れ性を高める元素である。

また、母材が高C材である場合、Bは、熱間圧延後の冷却過程でポロン鉄炭化物を生成し、フェライトの成長速度を増加させ、軟質化を促進する。

[0070] さらに、Bは、0.0005%以上含有させることにより、オーステナイト粒界に偏析してPの偏析を抑制するので、粒界強度を向上させ、これにより、疲労強度、衝撃強度の向上にも寄与する。

[0071] しかし、B含有量は、0.005%を超えると、その効果が飽和し、鍛造、圧延、及び、鍛造などの製造時に、マルテンサイトやベイナイトなどのいわゆる過冷組織が生成し易く、製品の製造性や衝撃強度を劣化させることがあるので、0.005%以下、好ましくは、0.003%以下とする。

[0072] 本実施形態に係るばね鋼は、さらに、質量%で、V : 0.7%以下、及び、Nb : 0.05%以下の1種以上を含有してもよい。

[0073] V : 0.7%以下

Vは、鋼中のC、Nと結びついて、窒化物、炭化物、炭窒化物を生成する元素で、通常、円相当径が0.2 μ m未満の微細なVの窒化物、炭化物、炭窒化物となり、焼戻し軟化抵抗の向上、降伏点の上昇、及び、旧オーステナイトの微細化に有効である。

[0074] Vは、焼戻しにより鋼材中に十分に析出させると、硬度や引張強度を上昇させることができるので、必要に応じて含有させる選択元素とする。

これらの効果を得るためには、V含有量を0.05%以上、好ましくは、0.06%以上とする。

[0075] 一方、V含有量が0.7%を超えると、炭化物や炭窒化物が、焼入れ前の加熱でも十分に溶解せず、粗大な球状炭化物として、いわゆる未溶解炭化物として残留し、加工性や耐疲労特性を損なうので、0.7%以下とする。

[0076] Vを過剰に含有させると、加工前に、割れや伸線時の断線の原因となる過冷組織が生じ易くなるので、V含有量は0.5%以下が好ましい。

ばね製造時の品質のばらつきを抑制し、製造安定性を確保することを重視すると、V含有量は0.3%以下が好ましい。

[0077] また、Vは、残留オーステナイトの生成に大きく影響する元素であるので、精密に制御する必要がある。

即ち、他の焼入れ性向上元素、例えば、Mn、Ni、Mo、及び、Wの1種以上を含有する場合、V含有量は0.25%以下が好ましい。

[0078] Nb : 0.05%以下

Nbは、鋼中のC、Nと結びついて、窒化物、炭窒化物、炭化物を生成する。

Nbは、微量でも、Nbを含有しない場合に比べて、粗大粒の生成抑制に極めて有効である。

このような効果はNb含有量を0.005%以上とすることで発現する。

[0079] 一方、Nbは、熱間延性を低下させる元素であり、過剰に含有すると、鋳造、圧延、鍛造における割れの原因となり、製造性を大きく損なう。

そのため、Nb含有量は0.05%以下とする。

さらに、冷間コイルリング性等の加工性を重視する場合には、Nb含有量を0.03%未満、さらには、0.02%未満とすることが好ましい。

[0080] 本実施形態に係るばね鋼は、さらに、質量%で、Ca : 0.0020%以下を含有してもよい。

[0081] Ca : 0.0020%以下

Caは、強力な脱硫作用を有し、MnSの生成を抑制するには効果があるため、脱硫の目的で、0.0001%以上含有してもよい。

しかしながら、Caは、鋼中のREM—Al₂O₃介在物又はREM—Al₂O₃—S介在物がCaを吸収し、REM—Ca—Al₂O₃又はREM—Ca—Al₂O₃—Sを形成する。

[0082] REM—Al₂O₃及びREM—Al₂O₃—Sに比べて、REM—Ca—Al₂O₃及びREM—Ca—Al₂O₃—Sは、酸素含有量の多い酸化物主体の場合にはその大きさが大きくなる傾向にある。さらに、REM—Ca—Al₂O₃及びREM—Ca—Al₂O₃—Sは、TiNを複合析出させる能力が劣るので、TiNの無害化の観点からは、Caは少ない方が好ましい。

この理由は、REM—Ca—Al—O及びREM—Ca—Al—O—Sは、REM—Al—O及びREM—Al—O—Sに比べて、TiNとの結晶格子構造の類似性が劣るためと推定される。

[0083] また、鋼中のCa含有量が0.0020%を超えると、低融点のAl—Ca—O酸化物が多く生成し、圧延などにより延伸して粗大な介在物となり、疲労蓄積源や破壊起点となる。

それ故、Caは選択元素とし、0.0001%以上、0.0020%以下とする。

[0084] 次に、介在物による疲労寿命への影響について説明する。

本発明者らは、鋭意検討の結果、

(1) 図1に示すように、REM、O、及び、Alを含む介在物、又はREM、O、S、及び、Alを含む介在物にTiNが付着した、最大径2 μ m以上の複合介在物を、0.004個/mm²以上含有することにより、単独で析出するTiNの生成が抑制され、疲労寿命の向上が図れること、

(2) 但し、上記の複合介在物であっても、その円相当径が40 μ mを超える寸法のものが観察されるようになると、疲労強度が低下する傾向にあること、及び、

(3) 上記の複合介在物とは別に単独で存在する、疲労寿命に及ぼす悪影響が等価である下記の介在物 (a)、(b)、(c) の合計数が10個/mm²以下であれば、良好な疲労寿命が得られること、を実験的に知見した。

(a) 最大長10 μ m以上のMnS (延伸したMnS)

(b) 最大径10 μ m以上のアルミナクラスター

(c) 最大径1 μ m以上のTiN (単独のTiN)

[0085] 本実施形態に係るばね鋼中では、アルミナがREM—Al—Oに改質されるので、耐疲労特性などに有害なアルミナクラスターの生成が抑制される。

また、SがREM—Al—O—Sとして固定されるため、延伸して、耐疲労特性などを劣化させるMnSの生成が抑制される。

[0086] さらに、例えば、図1に示すように、REM—Al—O—SにTiNが複合化し、REM—Al—O—S—(TiN)を主たる構造とする略球状の複合介在物が生成するので、疲労寿命に悪影響を及ぼす単独で析出するTiNの生成が抑制される。

[0087] その結果、(a)最大長10 μ m以上のMnS(延伸したMnS)、(b)最大径10 μ m以上のアルミナクラスター、及び(c)最大径1 μ m以上のTiN(単独のTiN)、の合計の個数密度が10個/mm²以下に抑制され、疲労寿命が改善される。

[0088] 次に、本実施形態に係るばね鋼の製造方法について説明する。

[0089] 本実施形態に係るばね鋼用の溶鋼を精錬する際、脱酸剤の投入順序と脱酸時間が重要である。

本製造方法においては、まず、Alを用いて脱酸を行い、T.O(全酸素量)を0.003%以下とする。

次いで、REMを用いて5分以上脱酸して、真空脱ガスを含む取鍋精錬を行う。

[0090] REMでの脱酸に先立って、Al以外の元素を用いて脱酸すると、酸素量を安定して下げることができない。また、Alを用いた脱酸後に、REMを用いて脱酸することで、REM—Al—O又はREM—Al—O—Sに、TiNが付着した複合介在物が生成しやすくなる。

また、REMの添加後5分未満の脱酸では、アルミナを十分に改質することができない。

本製造方法においては、上記の順序で脱酸剤を添加することにより、REM—Al—O介在物が生成し、有害なアルミナの生成が抑制される。

[0091] REMの添加にはミッシュメタル(希土類元素の混合物)などを用いることができ、例えば塊状のミッシュメタルを溶鋼に添加すればよい。

なお、精錬末期に、Ca—Si合金又はCaO—CaF₂フラックスなどの添加により、Caによる脱硫を適宜行うことも可能である。

[0092] 取鍋精錬された溶鋼中の、脱酸で生じたREM—Al—O又はREM—A

1—0—Sは、比重が約6であり、鋼の比重の7に近いため、溶鋼中で浮上分離し難い。

それ故、鋳型内に溶鋼が注入された際には下降流により鋳片未凝固層深くまで侵入して、鋳片の中心部に偏析し易い。

[0093] 鋳片の中心部に、REM—A I _ 0又はREM—A I—0—Sが偏析すると、鋳片の表層部にREM—A I _ 0又はREM—A I _ 0 _ Sが不足するため、REM—A I—0又はREM—A I—0—SにTiNが付着した複合介在物を生成することが困難になる。したがって、TiNの無害化効果が、製品の表層部で損なわれる。

そこで、REM—A I—0及びREM—A I—0—Sの偏析を防止するために、本製造方法では、鋳型内の溶鋼を水平方向に攪拌して旋回させ、介在物の均一分散を図る。

[0094] 本製造方法においては、鋳型内旋回を0.1m/分以上の流速で行い、REM—A I _ 0及びREM—A I _ 0 _ Sの均一分散を図る。

鋳型内旋回の速度が0.1m/分未満では、REM—A I _ 0及びREM—A I—0—Sが均一に分散する効果が小さい。

攪拌手段としては、例えば、電磁力などを適用すればよい。

[0095] 次に、鋳造した鋼に均熱化処理を施し、その後、分塊圧延を行う。

均熱化処理においては、1250～1200℃の温度域で60秒以上保持して、上述の複合介在物を得ることができる。

[0096] この温度域が、REM—A I _ 0及びREM—A I—0—SへのTiNの複合析出が開始する範囲であり、この温度域で、TiNをREM—A I—0又はREM—A I _ 0 _ Sの表面で十分に成長させる。単独で析出するTiNを抑制するためには、1250～1200℃の温度域で60秒以上の保持が必要である。

このことを、本発明者らは実験的に知見した。

[0097] なお、通常は、1250～1200℃の温度で加熱すると、TiNは固溶する。

しかし、本実施形態に係るばね鋼では、Cが、0.4%以上、0.9%未満と高いために、セメンタイトが多く存在するので、セメンタイト中のNの溶解度が低く、この関係で、TiNが、REM—Al₂O₃又はREM—Al₂O₃上に析出成長することが考えられる。

[0098] ばねの成形法として、熱間成形法及び冷間成形法の二種類が用いられる。

熱間成形法は、分塊圧延および線材圧延で線材を製造した後、真円度を整えるためにわずかな伸線加工を行い鋼線とする。そして、鋼線を加熱して900～1050℃の熱間でばね形状に成形した後、850～950℃での焼入れと、420～500℃での焼戻しの熱処理により、強度を調整する。

[0099] 一方、冷間成形法は、分塊圧延および線材圧延の後、真円度を整えるためにわずかな伸線加工を行い鋼線とする。そして、ばね形状に成形するに先立ち、鋼線を加熱して850～950℃での焼入れと、420～500℃での焼戻しの熱処理により鋼線の強度を調整する。その後、室温でばね形状に成形を行う。

[0100] この後、必要に応じてショットピーニングを行い、また、メッキや樹脂塗装などを表面に施し、製品とする。

実施例

[0101] 次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。

本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0102] 取鍋精錬での真空脱ガスにおいて、金属Al—ミッシュメタル、Ca—Si合金、CaO：CaF₂=50：50（質量比）のフラックスを使用して、表1に示す条件で精錬し、表2、表3に示す成分組成からなる溶鋼を得、連続鋳造装置により300mm角の鋳片に鋳造した。

[0103] その際、表1に示す条件で電磁攪拌による鋳型内旋回を行い鋳造し、プル—ムを製造した。

プルームを、1200～1250℃で、表1に示す時間加熱して分塊圧延を行い、160mm×160mmのビレットとした。ビレットを、1100℃に再度加熱して、棒鋼圧延し直径15mmの棒鋼とした。

さらにその棒鋼から切り出したサンプルを、900℃×20分の焼入れと、450℃×20分の焼戻し熱処理を施し、その後、水冷し、線材の硬度をピツカーズ硬度で480～520に調整した。

[01 04] その後、仕上げ加工により、JIS Z2274 (1978) 金属材料の回転曲げ疲れ試験方法1号試験片 (全長80mm、つかみ部長さ20mm、つかみ部径 $D_0 = 12$ mm、平行部径 $d = 6$ mm、平行部長さ $L = 10$ mm) を作製した。

さらに、3%NaCl+0.3%チオシアン酸アンモニウム水溶液中で試験片を陰極として電解チャージして、0.2～0.5ppmの水素を鋼中に含ませた。

[01 05] チャージ後、Znめっきを施して水素を試験片中に封入した。その試験片を、小野式回転曲げ疲労試験機を用いて、JIS Z2273 (1978) に準拠した両振り応力繰返し応力による回転曲げ疲労試験に供し、 5×10^5 までの疲労限での負荷応力を評価した。

[01 06] また、試験片の延伸方向の断面を鏡面研磨し、選択的定電位電解エッチング法 (SPEED法) で処理した後、表面から半径の1/2深さを中心に半径方向に2mm幅、圧延方向長さ5mmの範囲の鋼中の介在物を走査型電子顕微鏡で観察し、EDXを用いて介在物の組成を分析し、試料の10mm²内の介在物を計数して個数密度を測定した。

[01 07]

[表 1]

	合金等 添加順序	REM後 還流時間	鑄型内溶鋼 旋回流速	1250-1200°C 保持時間
		(分)	(mpm)	(秒)
実施例1	Al→REM	6	0.2	150
実施例2	Al→REM	6	0.2	70
実施例3	Al→REM	6	0.25	120
実施例4	Al→REM	8	0.15	120
実施例5	Al→REM	8	0.35	120
実施例6	Al→REM	8	0.3	80
実施例7	Al→REM	8	0.2	120
実施例8	Al→REM	8	0.2	120
実施例9	Al→REM	10	0.25	120
実施例10	Al→REM	8	0.2	120
実施例11	Al→REM	8	0.2	120
実施例12	Al→REM→Ca	8	0.2	120
実施例13	Al→REM	8	0.2	120
実施例14	Al→REM	8	0.2	120
実施例15	Al→REM	8	0.2	120
実施例16	Al→REM	8	0.2	120
実施例17	Al→REM	8	0.2	120
実施例18	Al→REM	8	0.2	120
実施例19	Al→REM	8	0.2	120
実施例20	Al→REM	8	0.2	120
実施例21	Al→REM	8	0.2	120
実施例22	Al→REM→※	8	0.2	120
実施例23	Al→REM→※	8	0.2	120
実施例24	Al→REM	8	0.15	120
実施例25	Al→REM→Ca	8	0.2	120
実施例26	Al→REM	8	0.2	120
実施例27	Al→REM	8	0.2	120
実施例28	Al→REM	8	0.2	120
比較例1	Al	6	0.2	120
比較例2	Al→REM	6	0.2	120
比較例3	Al→REM	6	0.2	150
比較例4	Al→REM	3	0.2	80
比較例5	Al→REM	6	0.05	120
比較例6	Al→REM	6	0.2	45
比較例7	Al→REM	6	0.2	120

※ CaO 含有フラックスを吹き込んだことを示す

[表 2]

	C	Si	Mn	Al	REM	T.O	Ti	N	P	S
	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%
実施例 1	0.42	1.86	0.83	0.034	0.0025	0.0013	0.003	0.0045	0.013	0.006
実施例 2	0.49	1.44	0.90	0.038	0.0049	0.0014	0.002	0.0063	0.014	0.009
実施例 3	0.53	1.45	0.88	0.026	0.0042	0.0011	0.003	0.0074	0.011	0.008
実施例 4	0.41	2.02	0.67	0.018	0.0020	0.0010	0.002	0.0052	0.014	0.009
実施例 5	0.57	1.79	0.89	0.039	0.0019	0.0008	0.001	0.0065	0.012	0.007
実施例 6	0.52	1.68	0.62	0.017	0.0028	0.0012	0.002	0.0069	0.011	0.006
実施例 7	0.57	1.48	0.60	0.028	0.0037	0.0010	0.003	0.0059	0.013	0.007
実施例 8	0.40	1.72	0.71	0.038	0.0016	0.0012	0.001	0.0057	0.015	0.008
実施例 9	0.50	1.34	0.60	0.022	0.0028	0.0010	0.003	0.0071	0.011	0.005
実施例 10	0.46	2.12	1.03	0.031	0.0025	0.0011	0.002	0.0043	0.015	0.006
実施例 11	0.52	1.34	0.62	0.021	0.0024	0.0008	0.001	0.0075	0.013	0.008
実施例 12	0.44	1.41	0.85	0.027	0.0028	0.0012	0.002	0.0070	0.014	0.006
実施例 13	0.49	2.06	0.62	0.025	0.0037	0.0015	0.001	0.0061	0.013	0.009
実施例 14	0.50	1.76	0.77	0.039	0.0009	0.0006	0.003	0.0079	0.014	0.008
実施例 15	0.43	1.92	0.70	0.031	0.0039	0.0006	0.002	0.0060	0.012	0.009
実施例 16	0.54	2.48	0.74	0.021	0.0024	0.0006	0.002	0.0053	0.014	0.008
実施例 17	0.48	2.04	0.76	0.027	0.0030	0.0005	0.003	0.0076	0.011	0.006
実施例 18	0.43	2.00	0.61	0.032	0.0026	0.0013	0.002	0.0070	0.014	0.007
実施例 19	0.55	2.10	0.77	0.019	0.0026	0.0015	0.002	0.0046	0.014	0.007
実施例 20	0.49	1.47	0.86	0.028	0.0028	0.0008	0.001	0.0071	0.014	0.007
実施例 21	0.58	1.65	0.67	0.025	0.0031	0.0007	0.002	0.0049	0.010	0.005
実施例 22	0.49	2.42	0.88	0.035	0.0015	0.0012	0.002	0.0042	0.012	0.006
実施例 23	0.58	1.58	0.86	0.022	0.0007	0.0007	0.001	0.0070	0.011	0.009
実施例 24	0.41	2.02	0.67	0.018	0.0002	0.0010	0.002	0.0052	0.014	0.009
実施例 25	0.56	2.13	1.05	0.025	0.0002	0.0014	0.002	0.0051	0.011	0.009
実施例 26	0.58	1.91	0.76	0.034	0.0013	0.0011	0.002	0.0063	0.014	0.008
実施例 27	0.49	2.15	0.62	0.020	0.0005	0.0008	0.002	0.0077	0.013	0.006
実施例 28	0.55	1.83	0.87	0.019	0.0005	0.0008	0.001	0.0078	0.012	0.006
比較例 1	0.51	1.51	0.61	0.033		0.0013	0.001	0.0064	0.015	0.006
比較例 2	0.54	1.67	0.68	0.021	<0.0001	0.0005	0.003	0.0070	0.014	0.006
比較例 3	0.55	1.65	0.69	0.027	0.0044	0.0008	0.003	0.0051	0.014	0.035
比較例 4	0.56	2.20	0.86	0.038	0.0042	0.0007	0.002	0.0050	0.014	0.009
比較例 5	0.53	1.49	0.78	0.021	0.0052	0.0005	0.001	0.0041	0.014	0.005
比較例 6	0.47	1.60	0.80	0.018	0.0063	0.0008	0.003	0.0069	0.013	0.005
比較例 7	0.53	1.81	0.73	0.032	0.0055	0.0009	0.001	0.0044	0.015	0.007

[0109]

[表 3]

	Cr	Cu	B	W	V	Mo	Ni	Nb	Ca
	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%	mass%
実施例 1	0.98								
実施例 2	0.92								
実施例 3	0.62								
実施例 4	0.94								
実施例 5	0.69								
実施例 6	0.62								
実施例 7	0.88								
実施例 8	0.92								
実施例 9	0.82								
実施例 10									
実施例 11	0.97								
実施例 12	0.90								0.0010
実施例 13	0.78				0.24				
実施例 14	0.67						1.65		
実施例 15	0.79	0.23							
実施例 16	0.65	0.22					1.70		
実施例 17	0.90				0.22	0.26			
実施例 18	0.62				0.22			0.027	
実施例 19							1.68		
実施例 20	0.96				0.25		1.65		
実施例 21		0.23					1.68		
実施例 22	0.68				0.20				0.0005
実施例 23	0.98								0.0005
実施例 24	0.94								
実施例 25									0.0007
実施例 26	0.94	0.15	0.0019	0.11	0.15	0.08	0.17	0.017	
実施例 27	0.74			0.22					
実施例 28	0.67		0.0018						
比較例 1	0.74		0.0029						
比較例 2	0.85								
比較例 3	0.94		0.0030						
比較例 4	0.80		0.0032						
比較例 5	0.85		0.0033						
比較例 6	0.91		0.0032						
比較例 7	0.81								

[0110] その結果を表 4 に示す。

実施例 1 ~ 28 における酸化物介在物は、図 1 に示すような、REM_A

I₀ 又は REM-AI₀S に TiN が付着した複合介在物となっていて、最大径 10 μm 以上のアルミナクラスターは含まなかった。最大長 10 μm 以上の MnS、及び、最大径 1 μm 以上の TiN の合計個数は、表 4 に示すように、10 個/mm²以下であった。

[01 11] また、実施例 1~28 において、回転曲げ疲労試験による疲労強度は、比較例 1~7 に比べ、数十 MPa 以上高く、良好な耐疲労特性が得られていることが解る。

[01 12] 比較例 1 では、AI のみが添加され、REM は添加されなかったことに起因し、アルミナクラスター、MnS、及び、TiN が多数存在した。

比較例 2 では、REM 含有量が少なかったことに起因し、アルミナクラスター、MnS、及び、TiN が多数存在した。

比較例 3 では、S 含有量が多かったことに起因し、MnS が多数存在した。

比較例 4 では、REM 添加後の還流時間が短かったことに起因し、アルミナクラスター、MnS、及び、TiN が多数存在した。

比較例 5 では、錶型内の旋回流速が低かったことに起因し、REM-AI₀ 又は REM-AI₀S が錶片の中心近傍に偏析し、表層部に TiN が多数存在した。

比較例 6 では、1250~1200℃域の保持時間が短かったことに起因し、TiN が多数存在した。

比較例 7 では、REM 含有量が多かったことに起因し、TiN が付着した複合介在物の最大径が大きくなった。

[01 13] 以上の比較例では、上述の介在物の影響により、製品の疲労強度がいずれも不良であった。

[01 14]

[表4]

	鑄造結果	酸化物形態	複合介在物 個数密度	最大介在物 円相当径	Al ₂ O ₃ +MnS +TiN 個数密度	疲労 強度	450°C 戻し硬さ
			(個/mm ²)	μm	(個/mm ²)	(MPa)	(HV)
実施例1	完鑄	REM-Al-O-(TiN)	3.1	22	7.9	718	496
実施例2	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	5.7	27	3.2	711	509
実施例3	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	5.2	29	5.3	715	508
実施例4	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.1	29	4.9	694	488
実施例5	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	2.2	19	6.6	706	490
実施例6	完鑄	REM-Al-O-(TiN)	3.9	24	7.1	703	507
実施例7	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	6.0	30	7.4	715	505
実施例8	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	2.0	20	4.1	681	497
実施例9	完鑄	REM-Al-O-(TiN)	4.2	28	4.4	705	485
実施例10	完鑄	REM-Al-O-(TiN)	4.0	27	2.6	707	500
実施例11	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.0	28	6.0	682	500
実施例12	完鑄	REM-Ca-Al-O-(TiN)	3.5	35	7.4	711	506
実施例13	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	5.3	35	7.7	722	528
実施例14	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	1.2	19	2.7	755	518
実施例15	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	5.5	27	7.2	725	527
実施例16	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.0	31	6.9	762	512
実施例17	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.3	22	4.8	759	518
実施例18	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.0	31	7.2	738	523
実施例19	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.9	27	7.9	753	529
実施例20	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3.6	19	5.4	763	520
実施例21	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	5.1	19	2.8	761	518
実施例22	完鑄	REM-Ca-Al-O-(TiN)	2.1	38	2.7	763	534
実施例23	完鑄	REM-Ca-Al-O-S-(TiN)	0.9	34	5.4	727	513
実施例24	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	0.7	30	4.9	685	488
実施例25	完鑄	REM-Ca-Al-O-S-(TiN)	0.8	36	4.0	683	489
実施例26	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	5.0	22	6.3	749	535
実施例27	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	2.7	27	4.9	696	488
実施例28	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	0.8	29	3.4	695	497
比較例1	完鑄	Al ₂ O ₃	0.002	41	22.9	642	482
比較例2	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	0.08	32	13.6	623	518
比較例3	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	4.5	30	32.0	636	490
比較例4	完鑄	Al ₂ O ₃ 、REM-Al-O-S-(TiN)	0.3	19	40.1	622	504
比較例5	完鑄	中心のみ:REM-Al-O-S-(TiN)	1.2	33	43.5	627	483
比較例6	完鑄	REM-Al-O-S	6.5	30	36.5	608	485
比較例7	完鑄	REM-Al-O-S-(TiN)	3	45	5.0	617	508

産業上の利用可能性

[0115] 本発明によれば、ばね鋼において、アルミナをREM-Al-Oに改質して酸化物の粗大化を防止することができ、また、SをREM-Al-O-S

として固定化して粗大MnSを抑制でき、さらに、REM—Al—O—Sの介在物にTiNを複合させることにより、単独で析出するTiNの個数密度を減らすことができるので、耐疲労特性に優れたばね鋼を提供することができる。

よって、本発明は、産業上の利用可能性が高い。

符号の説明

- [0116] A REM - Al - O - S
B REM—Al—O—Sの表面上に複合析出したTiN
C 初析セメントタイト

請求の範囲

[請求項 1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.4% ~ 0.9% 未満、

Si : 1.0% ~ 3.0%、

Mn : 0.1% ~ 2.0%、

Al : 0.01% ~ 0.05%、

REM : 0.0001% ~ 0.005%、

Ti : 0.0001% ~ 0.003%、

Ti : 0.005% 未満、

N : 0.015% 以下、

P : 0.03% 以下、

S : 0.03% 以下、

Cr : 0% ~ 2.0%、

Cu : 0% ~ 0.5%、

Ni : 0% ~ 3.5%、

Mo : 0% ~ 1.0%、

W : 0% ~ 1.0%、

B : 0% ~ 0.005%、

V : 0% ~ 0.7%、

Nb : 0% ~ 0.05%、

Ca : 0% ~ 0.0020%、

残部 : 鉄及び不純物

であり、

REM、O、及び、Alを含む介在物にTiNが付着した、最大径2 μm 以上の複合介在物を、0.004個/ mm^2 ~ 10個/ mm^2 含有し、前記複合介在物の最大径が40 μm 以下であり、

最大径10 μm 以上のアルミナクラスター、最大長10 μm 以上のMnS、及び、最大径1 μm 以上のTiNの合計の個数密度が10個

／mm²以下である

ことを特徴とするばね鋼。

[請求項2]

Cr : 0.05%以上、2.0%以下、

Cu : 0.1%以上、0.5%以下、

Ni : 0.1%以上、3.5%以下、

Mo : 0.05%以上、1.0%以下、

W : 0.05%以上、1.0%以下、

B : 0.0005%以上、0.005%以下、

V : 0.05%以上、0.7%以下、

Nb : 0.005%以上、0.05%以下、及び

Ca : 0.0001%以上、0.0020%以下

からなる群から選択された1種以上の元素を含有することを特徴とする請求項1に記載のばね鋼。

[請求項3]

請求項1に記載の化学組成の溶鋼を、真空脱ガスを含む取鍋精錬で製造する際、まず、Alを用いて脱酸を行い、次いで、REMを用いて、5分以上脱酸する工程と、

前記溶鋼を鋳型内で鋳造する際、前記鋳型内で、前記溶鋼を、水平方向に0.1m/分以上で回転させる工程と、

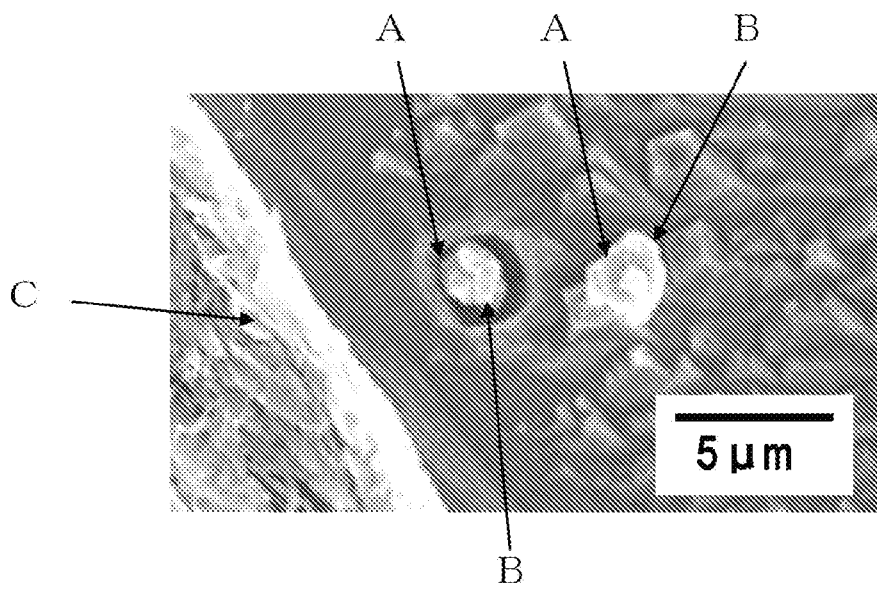
前記鋳造で得た鋳片を、均熱化処理で、1250～1200℃の温度域で60秒以上保持し、その後、分塊圧延する工程と、

を備えることを特徴とする請求項1に記載のばね鋼の製造方法。

[請求項4]

請求項1に記載のばね鋼から成ることを特徴とするばね。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT / JP2 013 / 061877

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C3 8/0 0 (2006.01)i, B22D1 1/11 (2006.01)i, C21 C7/0 0 (2006.01)i, C21 C7/0 4 (2006.01)i, C21 C7/0 6 (2006.01)i, C21 D8/0 6 (2006.01)i, C22C3 8/5 8 (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, B22D11/11, C21C7/00, C21C7/04, C21C7/06, C21D8/06, C22C38/58

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

Jitsuyo	Shinan	Koho	1922-1	996	Jitsuyo	Shinan	Toroku	Koho	1996-2013
Kokai	Jitsuyo	Shinan	Koho	1971-2013	Toroku	Jitsuyo	Shinan	Koho	1994-2013

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 7-3398 A (Dai do Stee l Co ., Ltd ., NHK Spr ing Co ., Ltd .), 06 January 1995 (06.01.1995), c l a i m s 1 t o 5 (F a m i l y : n o n e)	1-4
A	JP 2005-2421 A (Nippon Stee l Corp .), 06 January 2005 (06.01.2005), c l a i m s 1 t o 7 (F a m i l y : n o n e)	1-4
E, X	JP 2013-108171 A (Nippon Stee l & Sumi tomo Metal Corp .), 06 June 2013 (06.06.2013), c l a i m s 1 t o 8 (F a m i l y : n o n e)	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

"1" 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
17 Jul y , 2013 (17.07.13)

Date of mailing of the international search report
30 Jul y , 2013 (30.07.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japane s e Patent O f f i c e

Authorized officer

Facsimile No.

Telenhone No.

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 , B22D1 1/1 1 (2006. 01) i , C21C7/00 (2006. 01) i , C21C7/04 (2006. 01) i , C21C7/06 (2006. 01) i , C21D8/06 (2006. 01) i , C22C38/58 (2006. 01) i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00, B22D1 1/1 1, C21C7/00, C21C7/04, C21C7/06, C21D8/06, C22C38/58

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922—1996年
日本国公開実用新案公報	1971—2013年
日本国実用新案登録公報	1996—2013年
日本国登録実用新案公報	1994—2013年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 7-3398 A (大同特殊鋼株式会社, 日本発条株式会社) 1995. 01. 06, 請求項 1】 - 請求項 5】 (ファミリーなし)	1 - 4
A	JP 2005-2421 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
E, X	JP 2013-108171 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 06. 06, 請求項 1】 - 請求項 8】 (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

IA 「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
IE 「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
I 「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)
Iθ 「口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
Iρ 「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

「」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
rx 「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
IY 「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
I& 「同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

17. 07. 2013

国際調査報告の発送日

30. 07. 2013

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)

伊藤 真明

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

3640